

**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ  
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ  
імені ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»**

**Інженерно-фізичний факультет**

**Кафедра фізики металів**

«На правах рукопису»  
УДК \_\_\_\_\_

«До захисту допущено»

В.о. завідувача кафедри

\_\_\_\_\_ Є.В. Іващенко

«\_\_» \_\_\_\_\_ 20\_\_ р.

**Магістерська дисертація**

**на здобуття ступеня магістра**

**зі спеціальності 132 Матеріалознавство**

**на тему: «Вплив вмісту алюмінію на температурну чутливість  
механічних властивостей сплавів на основі інтерметаліду TiAl»**

Виконав:

студент II курсу, групи ФМ-81мп

Прокопчук Максим Дмитрович \_\_\_\_\_

Керівник:

к.т.н, доцент,

Холявко В.В. \_\_\_\_\_

Консультант з організаційно-економічної частини:

к.е.н, доцент,

Петренко К.В. \_\_\_\_\_

Консультант з охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях:

доктор технічних наук, професор,

Левченко О.Г. \_\_\_\_\_

Консультант з нормоконтролю:

ас., Шаповалова Н.А. \_\_\_\_\_

Рецензент:

\_\_\_\_\_

\_\_\_\_\_

Засвідчую, що у цій магістерській  
дисертації немає запозичень з праць  
інших авторів без відповідних  
посилань.

Студент \_\_\_\_\_

Київ – 2019 року

**Національний технічний університет України**  
**«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»**  
**Інженерно-фізичний факультет**  
**Кафедра фізики металів**

Рівень вищої освіти – другий (магістерський) за освітньо-професійною програмою

Спеціальність (спеціалізація) – 132 Матеріалознавство («Металофізичні процеси та їх комп'ютерне моделювання»)

ЗАТВЕРДЖУЮ

В.о. завідувача кафедри

\_\_\_\_\_ Є.В. Іващенко

«\_\_» \_\_\_\_\_ 2019 р.

**ЗАВДАННЯ**  
**на магістерську дисертацію студенту**  
**Прокопчуку Максиму Дмитровичу**

1. Тема дисертації «Вплив вмісту алюмінію на температурну чутливість механічних властивостей сплавів на основі інтерметаліду TiAl », науковий керівник дисертації Холявко Валерія Вікторівна, доцент, к.т.н, затверджені наказом по університету від «12» листопада 2019 р. № 3890-с
2. Термін подання студентом дисертації \_\_\_\_\_
3. Об'єкт дослідження: властивості сплавів на основі інтерметаліду TiAl в залежності від вмісту алюмінію.
4. Вихідні дані: літературні дані та дані переддипломної практики
5. Перелік завдань, які потрібно розробити: опрацювати літературу з тематики роботи включно з іноземними та інтернет-джерелами; визначити комплекс методик для проведення дослідження; виготовити зразки з обраним хімічним складом; провести випробування та аналіз результатів; розроблення стартап проекту; визначення необхідного комплексу дій для безпеки за дослідницької діяльності.
6. Орієнтовний перелік графічного (ілюстративного) матеріалу \_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_
7. Орієнтовний перелік публікацій: стаття «Температурна та швидкісна

чутливість механічних властивостей в перспективних сплавах TNM» у вданні «World Science» 11 (51), 2019; тези «Залежність механічних властивостей титан алюмініду третього покоління від вмісту алюмінія» на XII Міжнародній конференції студентів, аспірантів та молодих вчених, 2019; тези «Механічні властивості сплавів третього покоління алюмініду титану» на Міжнародній науковій конференції «Матеріали для роботи в експериментальних умовах, 2018; тези «Вплив температури на механізми зміцнення сплавів TNM» на III Міжнародна науково-практична конференція прикладні науково-технічні дослідження, 2019.

#### 8. Консультанти розділів дисертації\*

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Охорона праці та безпека в надзвичайних ситуаціях	д.т.н, професор Левченко О.Г.		
Організаційно-економічна частина	к.е.н, доцент, Петренко К.В.		
Нормоконтроль	ас., Шаповалова Н.А.		

#### 9. Дата видачі завдання \_\_\_\_\_

#### Календарний план

№ з/п	Назва етапів виконання магістерської дисертації	Термін виконання етапів магістерської дисертації	Примітка
1	Вибір теми та її обговорення		
2	Огляд літератури		
3	Опанування методик дослідження.		
4	Проведення експериментів.		
5	Аналіз експериментальних результатів.		
6	Оформлення дипломної роботи.		
7	Попередній захист	06.12.2019	
8	Захист	18.12.2019	

Студент

М.Д. Прокопчук

Науковий керівник дисертації

В.В. Холявко

---

\* Якщо визначені консультанти. Консультантом не може бути зазначено наукового керівника магістерської дисертації.

## РЕФЕРАТ

Магістерська дисертація: 83 с., 5 розд., 14 табл., 27 рис., 42 джерел.

ДЕФОРМАЦІЙНЕ ЗМІЦНЕННЯ; ЛЕГУВАННЯ; ПЛАСТИЧНІСТЬ;  
РЕНТГЕН; ЕЛЕКТРОННА МІКРОСКОПІЯ; МЕХАНІЧНІ ВИПРОБУВАННЯ

Об'єкт дослідження — властивості сплавів на основі інтерметаліду TiAl в залежності від вмісту алюмінію.

Мета роботи — встановити вплив вмісту алюмінію на температурно механічні характеристики сплавів системи TiAl.

Методи дослідження — рентгенофазовий аналіз, растрова та просвічуюча електронна мікроскопія, механічні випробування.

Встановлено що, всіх сплавах спостерігається майже однаковий вміст  $\beta_0$  фази та збільшення вмісту  $\gamma$  фази зі збільшенням вмісту алюмінію. Всі сплави мають ламельну структуру з  $\alpha_2 + \gamma$  фази яка утворилася під час розпаду високотемпературних фаз  $\beta$  та  $\alpha$ .

Для матеріалів з 47 % Al спостерігається кореляція з результатами РЕМ. Для сплавів з 44 % Al ступінь відповідності менший особливо для бета фази.

В досліджених зразках швидкість зміцнення постійно зменшується із зростанням деформації аж до моменту руйнування.

В усіх випадках при однаковому ступеню деформації значення швидкості зміцнення сплавів з 44 % Al значно вищі, ніж у сплавів з 47 % Al.

Термічна стабільність сплавів 47 % Al підтверджує їх перспективність використання в заданих умовах експлуатації.

В данному класі матеріалів з 47 % Al відбувається локалізація напружень за рахунок двійників, що призводить до збільшення пластичності.

## ABSTRACT

Master's thesis: pages 83., 5 sections., 14 tables., 27 figures., 42 references.

DEFORMATION STRENGTH; ALLOYS; PLASTICITY; X-RAY;  
ELECTRONIC MICROSCOPY; MECHANICAL TESTS

Object of study – Properties of TiAl-based alloys based on aluminum content.

Purpose – To determine the influence of aluminum content on the temperature-mechanical characteristics of TiAl alloys.

Methods of investigation – X-ray analysis, raster and transmission electron microscopy, mechanical tests.

It is found that all alloys have almost the same content of  $\beta_0$  phase and increase in the content of  $\gamma$  phase with increasing aluminum content. All alloys have a lamellar structure of the  $\alpha_2 + \gamma$  phase, which was formed during the decay of high-temperature phases  $\beta$  and  $\alpha$ .

For materials with 47 % Al there is a correlation with the SEM results. For alloys with 44 % Al, the degree of correspondence is lower especially for the beta phase.

In the samples tested, the rate of hardening decreases steadily with increasing deformation up to the point of fracture.

In all cases, with the same degree of deformation, the value of the rate of hardening of the alloys with 44 % Al is much higher than that of the alloys with 47 % Al.

The thermal stability of the 47 % Al alloys confirms their promising application under the specified operating conditions.

In this class of materials with 47 % Al is the localization of stresses at the expense of doubles, which leads to an increase in plasticity.

## **ПЕРЕЛІК СКОРОЧЕНЬ**

РФА – рентгенофазовий аналіз;

CALPHAD - calculation of phase diagrams;

SEM – scanning electron microscope;

РЕМ – растрова електронна мікроскопія;

## ЗМІСТ

<b>ВСТУП</b> .....	9
<b>1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД</b> .....	11
1.1 Стратегія розробки сучасних титан – алюмінідних сплавів .....	11
1.2 Рекомендована термообробка для балансу механічних властивостей ...	16
1.3 Мікроструктура та службові характеристики розроблених титан – алюмінідів .....	18
1.4 Механічні властивості при розтягу кованих та термооброблених TNM матеріалів .....	22
1.5 Висновки до розділу 1 .....	25
<b>2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ</b> .....	26
2.1 Обґрунтування вибору матеріалу .....	26
2.1.1 Залежність властивостей розтягу та повзучості від стабілізатора $\beta_2$	26
2.1.2 Зміцнення твердого розчину стабілізаторами $\beta_2$ .....	27
2.2 Вибір комплексу методів дослідження .....	29
2.2.1 Рентгенофазовий аналіз .....	29
2.2.2 Механічні випробування .....	33
2.2.3 Растрова електронна мікроскопія .....	39
2.2.4 Просвічуюча електронна мікроскопія .....	41
2.3 Висновки до розділу 2 .....	43
<b>3. ОБГОВОРЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ</b> .....	44
3.1 Растрова електронна мікроскопія .....	44
3.2 Рентгено фазовий аналіз .....	46
3.3 Механічні випробування .....	47
3.4 Просвічуюча електронна мікроскопія .....	50
3.5 Висновки до розділу 3 .....	52
<b>4 РОЗРОБКА СТАРТАП – ПРОЕКТУ</b> .....	53
4.1 Актуальність .....	53
4.2 Опис ідеї проекту .....	53

4.3 Розрахунок собівартості проведення дослідження .....	55
4.3.1 Витрати на основні матеріали .....	56
4.3.2 Витрати на спеціальне обладнання та прилади.....	57
4.3.3 Зарплата виконавців по темі, основна та додаткова .....	57
4.3.4 Відрахування на соціальні заходи.....	58
4.3.5 Витрати на службові відрядження .....	58
4.3.6 Витрати на послуги сторонніх організацій.....	59
4.3.7 Інші прямі невраховані витрати .....	59
4.3.8 Накладні витрати .....	59
4.3.9 Планова кошторисна вартість дослідження .....	59
4.4 Аналіз ринкових можливостей запуску стартап-проекту .....	60
4.6 Формування системи збуту .....	63
4.7 Висновки до розділу 4 .....	63
<b>5 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ</b>	<b>64</b>
5.1 Правові та організаційні основи охорони праці на підприємстві .....	64
5.2 Аналіз шкідливих і небезпечних виробничих факторів .....	66
5.2.1 Мікроклімат.....	66
5.2.2 Освітленість .....	68
5.2.3 Виробниче випромінювання в приміщенні .....	69
5.2.4 Електробезпека .....	69
5.3 Інженерні рішення для забезпечення безпеки праці .....	71
5.3.1 Розрахунок вентиляції .....	71
5.4 Вимоги безпеки в надзвичайних ситуаціях.....	72
5.4.1 Пожежна безпека .....	72
5.4.2 Вимоги безпеки в аварійних ситуаціях.....	74
5.5 Висновки до розділу 5 .....	75
<b>ВИСНОВКИ</b> .....	<b>76</b>
<b>CONCLUSIONS</b> .....	<b>78</b>
<b>СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ</b> .....	<b>80</b>



## ВСТУП

Завдяки унікальним властивостям сплавів на основі інтерметаліду TiAl, зокрема. малій густині ( $3,9 \text{ г} \cdot \text{см}^{-3} - 4,2 \text{ г} \cdot \text{см}^{-3}$  в залежності від складу), високій питомій границі плинності та жорсткості, високому опору окисленню та повзучості як і опору проти горіння титану, інтерметалідні сплави на основі  $\gamma$ -TiAl широко використовуються в авіаційній та автомобільній промисловостях [1]. Зокрема, в температурному інтервалі від  $600^\circ\text{C}$  до  $800^\circ\text{C}$  ця група сплавів демонструє співставну. а іноді, навіть, дещо вищу, питому границю плинності, в порівнянні з широко впровадженими важкими нікелевими сплавами та сплавами на базі титану [2].

В залежності від хімічного складу сплавів та історичній послідовності їх створення, сплави на основі  $\gamma$  – TiAl можуть бути поділені на три покоління.

Інтенсивні роботи які були проведені стосовно груп високотемпературних матеріалів в Montanuniversität Leoben протягом останніх 20 - ти років, використовуючи сучасні експериментальні методи та теоретичні напрацювання, привели до розвитку концепції нового 3 - го покоління так званих титан-алюмінідних сплавів. В цих сплавах, зазвичай, суттєва частка  $\beta$  фази дає корисний вплив на кристалізацію та високотемпературну поведінку. і, як наслідок, на мікроструктуру та властивості [3]. Ці сплави мають велику частку  $\beta$  стабілізаторів, таких, як Nb та Mo. Тому назва сплавів складається з перших літер головних легуючих елементів (TNM). Вони конструюються (формується) на базовій композиції Ti – 43.5Al – 4Nb – 1Mo – 0.1B (at. %) [2].

Як було з'ясовано в попередніх дослідженнях[4] найбільш відповідний до умов експлуатації комплекс механічних характеристик було виявлено в сплавах з 44 % та 48 % Al. Також в роботах Clemens, H. Mayer, S.[2] зазначається, що сплави з вмістом алюмінію на рівні 44 % мають більші можливості оптимізації структури за рахунок термічної та термомеханічної обробки.

Ідеологія створення сплавів останніх поколінь полягає у введенні певної

кількості  $\beta$  – стабілізатора та проведення оптимальної термомеханічної (кування) та термічної (гартування) обробки для отримання дисперсної структури, в окремих зернах якої формується субструктура, що складається з  $\alpha$ ,  $\beta$  та  $\gamma$  – фаз. Зокрема, додавання Nb, Mo, Cr, чи W до сплавів збіднених Al (42 ат.% – 44 ат.%) веде до формування  $\beta$  TiAl (розупорядкована об'ємноцентрована A2 структура) та  $\beta_0$  – TiAl (упорядкована ОЦК – B2 структура). Саме конструювання структури з оптимальною кількістю фаз та їх найкращою взаємною орієнтацією і є запорукою отримання підвищених властивостей сплавів та створення відповідальних виробів авіаційної та космічної техніки.

Тому метою даної роботи було, встановити вплив вмісту алюмінію на механічні характеристики сплавів системи TiAl третього покоління.

Для досягнення мети необхідно виконати наступні завдання:

1. Виконати огляд літературних джерел для аналізу сучасного стану питання стосовно властивостей та будови титан алюмінідних сплавів третього покоління;
3. Обґрунтувати вибір комплексу методів досліджень для встановлення рівня властивостей сплавів системи TiAl;
4. Виконати вимірювання та обробити первинні результати;
5. Проаналізувати отримані залежності та зробити висновки.

Об'єкт дослідження — властивості сплавів на основі інтерметаліду TiAl легованих Nb, Mo, Cr, B.

Методи дослідження — рентгено фазовий аналіз, растрова електронна мікроскопія, механічні випробовування.

## 1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

### 1.1 Стратегія розробки сучасних титан – алюмінідних сплавів

Впровадження надлегких титан-алюмінідних сплавів, як інженерних структурованих матеріалів потребує надійних та стабільних технологічних напрацювань адаптованих, наприклад, до обробки куванням, відливки за допомогою технології точного литва або процеси порошкової металургії. Це перетворюється у вимогу, щоб TiAl сплави при аналізі шляхів виготовлення довели технологічну доцільність напів - промислових процесів гарячої деформації з врахуванням необхідності виготовлення дрібних та надтонких деталей у вигляді леза.

При кімнатній температурі (RT), принципова особливість, яка характерна для бінарних Ti–Al-сплавів, це наявність  $\gamma$  - TiAl (впорядкована гранецентрована тетрагональна  $L1_0$  структура  $P4/mmm$ ,  $a = 0,3997$  нм,  $c = 0,4062$  нм) та  $\alpha_2$  (впорядкована гексагональна  $D0_{19}$  структура,  $P6_3/mmc$ ,  $a = 0,5765$  нм,  $c = 0,46833$  нм), при цьому ґратка  $\gamma$  - TiAl лише незначно викривлена ( $c/a=1,016$ ) та площини з атомами Ti та Al розташовуються в напрямку  $[001]$  [5].

Розподіл фаз за умов термодинамічної рівноваги визначається зміною концентрації Al з урахуванням додаткових легуючих елементів. Наприклад, мікро легування C, B, та Si веде до утворення карбідів, боридів та силіцидів через обмежену розчинність цих елементів у відповідних фазах. Додавання Nb, Mo, Cr, чи W до сплавів збіднених Al (42 ат.% – 44 ат.%) веде до формування  $\beta$  TiAl (розупорядкована об'ємноцентрована A2 структура  $Im3m$ ) та  $\beta_0$  – TiAl (упорядкована ОЦК – B2 структура  $Pm3m$ ) [5].

В роботі Imaev R.M.[6], концепція розробки для  $\gamma$  TiAl сплавів базується на створенні незначної литої текстури та ефекті диспергування структури, для чого відбувалось перитектичне твердіння  $L+\beta \rightarrow \alpha$ , яке сприяло ефекту сегрегації. Це не виключає, що композиція сплаву може визначатись шляхом проведення кристалізації через  $\beta$  – фазу ( $L+\beta \rightarrow \beta$ ) [5]. Взагалі, під час

повільного охолодження з моно  $\beta$  – фазного поля, рівновісна  $\alpha$  фаза зароджується та росте на границях  $\beta$  зерен, базуючись на так званому орієнтаційному співвідношенні Бюргера, що веде до внутрішнього подрібнення структури [7]. Одночасно, значна об'ємна частка розупорядкованої  $\beta$  – фази створює адекватну кількість незалежних  $\langle 111 \rangle$   $\{110\}$  систем ковзання, які сприяють схильності до деформування при помірних температурах і далі пригнічує зростання зерен при мультістадійних операціях гарячої обробки або при термічній обробці в діапазоні  $\alpha + \beta$  фазового поля [8]. В цьому контексті кілька дослідницьких груп довели, що покращення деформуємості може бути досягнуте шляхом стабілізації  $\beta$  – фази за рахунок легування сплавів Mo, Nb, Ta, V, Початківцем цих розробок був Takeyama [9] зі співробітниками, які перші використали розупорядковану  $\beta$  – фазу для розвитку технологій TiAl сплавів, зокрема, процес виробництва включав промислове кування з відповідними високими швидкостями деформування. Однак, лише мінімальна кількість упорядкованої  $\beta_0$  – фази (B2 структура) необхідна для того, щоб уникнути окрихчення при кімнатній температурі та зменшити схильність до повзучості при помірних температурах [2]. Цей критерій створення сплавів часто ігнорується.

Тому після кування необхідна термічна обробка для створення мікроструктури, яка забезпечить необхідні механічні властивості. Слід мати на увазі існування промислової доцільності, яка вимагає, щоб TiAl сплави могли надійно піддаватись термічній обробці в промислових масштабах. Це передбачає, що. малі зміни в хімічному складі та геометрії компонентів на повинні вносити значного впливу на температуру фазового перетворення та об'ємну частку фаз, які визначають механічні властивості. Крім того, треба забезпечити здатність до обробки та стабільність структури при довготривалих витримках при робочих температурах в інтервалі 600 °C - 750 °C повинні бути гарантовані завдяки гальмуванню розвитку коміркових реакцій (безперервного виділення).

Таким чином TiAl сплави повинні підтримувати добре збалансоване

фазове співвідношення між  $\gamma$  – TiAl,  $\alpha_2$  – Ti<sub>3</sub>Al та  $\beta_0$  – TiAl, беручи до уваги, також, можливі продукти розпаду  $\beta_0$ , зокрема  $\omega_0$  Ti<sub>4</sub>Al<sub>3</sub>Nb –фаза зі структурою B8<sub>2</sub>, яка може впливати на окрихчення, забезпечуючи певне подовження при кімнатній температурі. Далі, необхідно забезпечити опір повзучості при робочих температурах та задовільний опір окисленню [10]. Запропонована стратегія створення цих об'єктів, коротко кажучи, це розвиток та опрацювання сплавів на базі  $\gamma$  – TiAl, що проявляють високу здатність до гарячої обробки та демонструють баланс механічних властивостей, необхідних для роботи лопаток турбін. Її теоретична база ґрунтується узагальнених комп'ютерних підходах: комбінації CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams) методики з першопринциповими розрахунками.

Для реалізації термодинамічних розрахунків зазвичай використовується ThermoCalc програмне забезпечення та комерційна база даних TiAl яка дозволяє розрахувати фазову діаграму і, як результат, визначити температури існування та температурні границі фазового переходу. Однак, база даних, що використовується, є задовільним інструментом для дослідження мало легованих титан-алюмінідних сплавів. У випадку сильно легованих ніобієм сплавів на базі  $\gamma$  – TiAl, спостерігається суттєве відхилення значень температур перетворень та фазових співвідношень [11]. Слід враховувати, що головний розвиток сучасних сплавів фокусований на додаванні Nb та Mo, які стабілізують  $\beta$  – фазу, розтягуючи  $\beta$  – фазну область до високих значень концентрації Al. При цьому, вплив мольбдену приблизно в 4 рази сильніший, ніж для ніобію [2]. Тому термодинамічні розрахунки направлені на оптимізацію складів сплаву. Nb та Mo зсувають температуру плавлення ( $T_m$ ) та температуру евтектоїдного перетворення ( $T_{eu}$ ) до більш високих температур та зберігають температуру  $\gamma$  – твердіння ( $T_{\gamma \text{ solv}}$ ), що важливо для мікроструктурного диспергування з боку збагаченою Al діаграми. Крім того легування Nb збільшує низькотемпературну пластичність за рахунок зменшення енергії дефекту пакування, що, як наслідок, збільшує схильність до двійникування [5], підвищує опір окисленню та затримує дифузійні процеси

[12]. Оскільки Nb, Mo сприяють зростанню активаційної енергії як в  $\gamma$  - TiAl, так і в  $\alpha_2$  - Ti<sub>3</sub>Al, високотемпературна міцність та схильність до опору повзучості збільшуються завдяки уповільненню термічно активованого переповзання дислокацій. Як наслідок, більш високого коефіцієнта розподілення  $k_{\beta/\alpha}$ , вже мала кількість Mo створює більшу  $\beta$  стабілізацію та подрібнення зерен, ніж Nb [6]. В той же час, слід взяти до уваги, що фази, які стабілізовані такими повільними елементами проявляють довготривалу нерозчинну дію. Для подальшого розгляду подрібнення зерен при кристалізації, додається В, оскільки відсутність бору веде до значного огрублення литої структури [2]. Такий погляд разом з термодинамічними розрахунками та їх експериментальним уточненням за допомогою сучасного мікроструктурного аналізу термооброблених зразків та *in situ* дифракції за допомогою синхротрона та нейтронів привела до створення 3-ї генерації сплавів так званих TNM з номінальною композицією Ti-43,5Al-4Nb-1Mo-0,1B (ат. %).

Як впливає діаграми (рис. 1.1), TNM сплав кристалізується виключно через  $\beta$ - фазу. Де номінальна частка Al дається як вертикальна лінія разом з експериментально отриманим фрагментом фазової діаграми сплаву Ti - 43,67Al - 4,08Nb - 1,02Mo - 0,1B (ат %)

Яскраво зміна  $\beta$  – фази з мінімумом по відношенню до температури при приблизно 1275 °C є цікавою, зокрема для того, щоб умови термічної обробки після кування сприяли зменшенню  $\beta/\beta_0$  співвідношення для досягнення оптимальних механічних властивостей. При такій температурі кінетика розчинення  $\beta$  – фази найшвидша і тому необхідний найменший час відпалу [13].

Нижче  $T_{eu} = 1115$  °C об'ємна частка  $\beta_0$  зменшується з температурою та, вочевидь, зникає, приблизно, при 600 °C. Передбачена температура упорядкування  $T_{\beta,ord} = 1420$  °C, але стани, що демонструють прекрасну поведінку при гарячому деформуванні спостерігаються при значно більш низьких температурах [13].

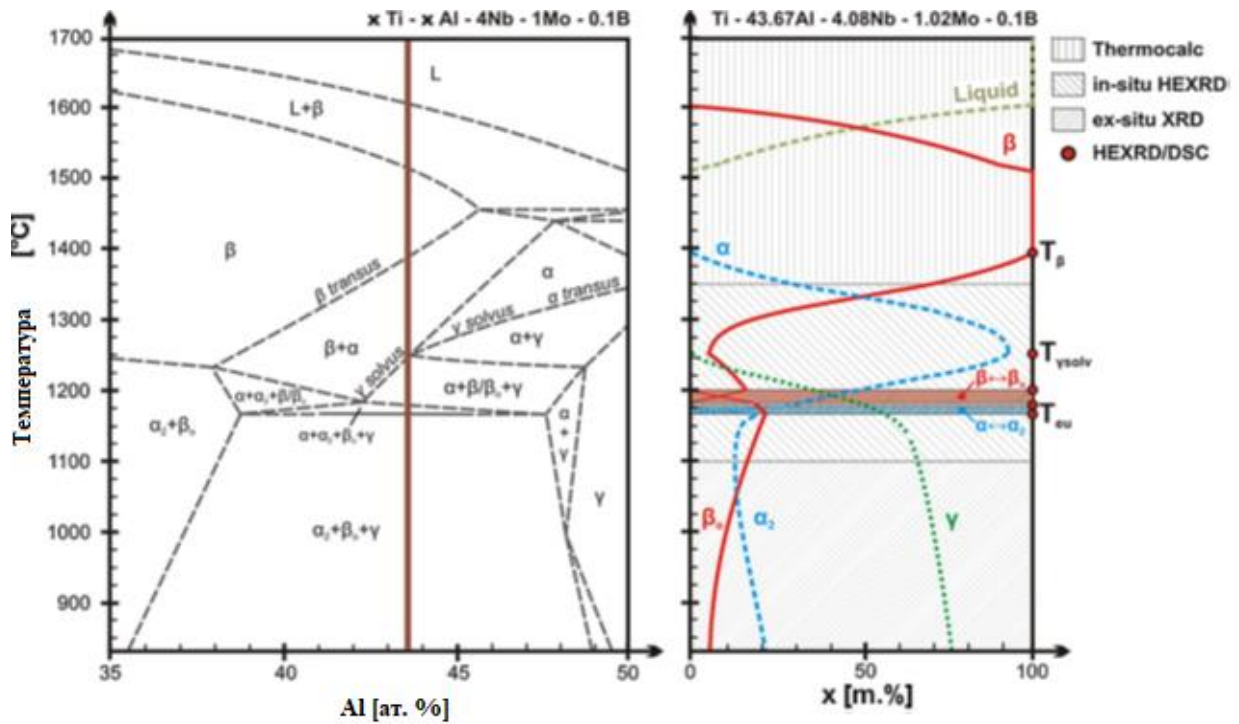
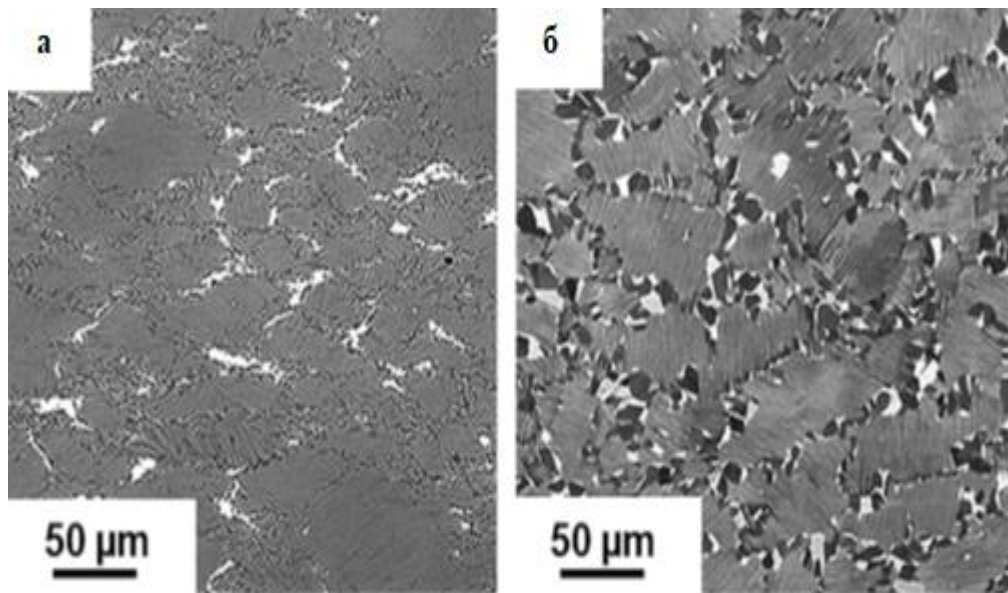


Рисунок – 1.1 Експериментальний квазібінарний переріз TNM системи сплавів [13]

В температурному інтервалі біля та нижче  $T_{\gamma \text{ solv}}$  регульована кількість  $\beta$  – фази можлива. На Рисунку 1.2 а демонструється зображене за допомогою скануючого електронного мікроскопу (SEM) у відбитих електронах  $\alpha + \beta$  фазову область при охолодженні на повітрі. Можна побачити, що є присутність  $\beta$  фази вздовж границь  $\alpha$  зерен. Важливо взяти до уваги, що SEM зображення було отримано при кімнатній температурі, де існує впорядкована  $\beta$  фаза та створені зерна перетворюються в  $\alpha_2/\gamma$  колонії при охолодженні. Не дає можливості представити мікроструктуру в ході гаячої деформації. Рис 1.2 б, демонструє SEM зображення зразка після гарячого кування та термообробки. Поведена після деформаційна обробка являла собою двостадійний процес для отримання малих об'ємних часток глобулярних  $\gamma$  та  $\beta_0$  фаз, які розташовуються вздовж границь  $\alpha_2/\gamma$  колоній, що дозволяє контролювати необхідні механічні властивості [14].



а) після гарячого деформування; б) після двостадійної термообробки

Рисунок 1.2 Мікроструктура сплаву Ti-43,5Al-4Nb-1Mo-0,1B ( ат. %) [14]

В цьому випадку перша стадія термообробки проводиться в  $\alpha + \beta + \gamma$  фазовому полі з наступним охолодженням на повітрі. Мікроструктура складається з глобулярних  $\beta_0$  та  $\gamma$  зерен разом з сильно пересиченими  $\alpha_2$  зернами розміром меш ніж 100 мкм. Наступна стадія термообробки передбачає виділення тонких  $\gamma$  ламелей в середині  $\alpha_2$  та стабілізацію мікроструктури. Це відбувається в  $\alpha + \beta_0 + \gamma$  фазовій області з наступним охолодженням з піччю. Це веде до отримання необхідного середнього розміру, який задовольняє вимозі підвищення границі плинності та опору повзучості. З вимог до мікроструктури та наявності фаз шлях від рідини до стабільного твердого тіла може бути представлений, як  $L \rightarrow L + \beta \rightarrow \beta \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \alpha + \beta + \gamma \rightarrow \alpha + \beta + \beta_0 + \gamma \rightarrow \alpha + \beta_0 + \gamma \rightarrow \alpha + \alpha_2 + \beta_0 + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \beta_0 + \gamma$  [8], відповідно до (рис.1.1).

## 1.2 Рекомендована термообробка для балансу механічних властивостей

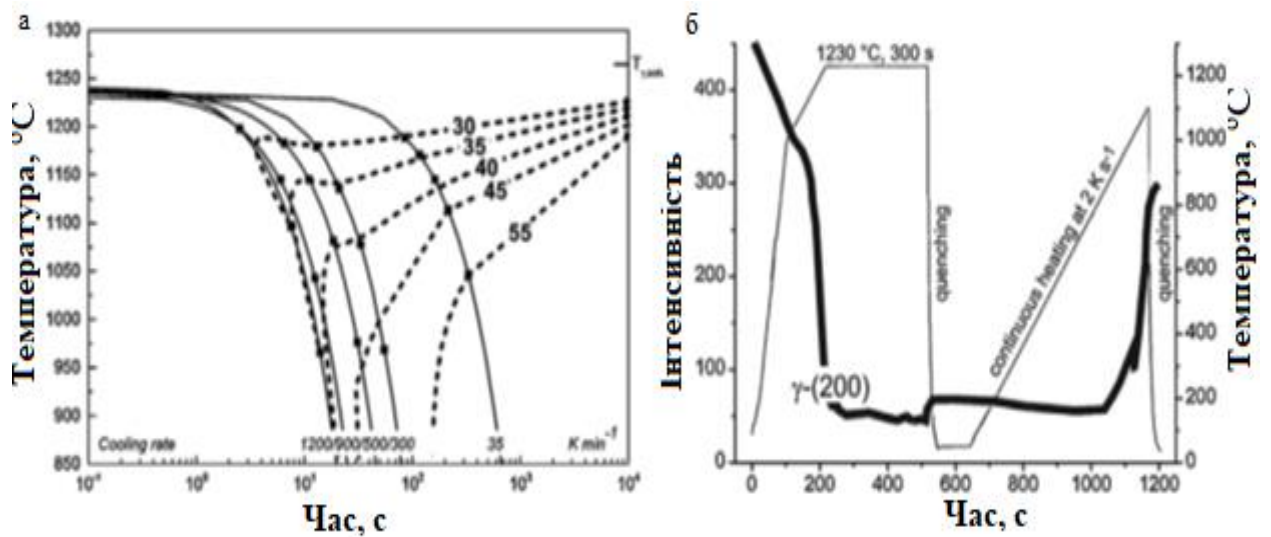
Механічні властивості  $\gamma$  – TiAl сплавів сильно залежить від присутності та розташування ламеларної  $\alpha_2/\gamma$  колоній. Як наслідок  $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$  перетворення, які відбуваються через виділення  $\gamma$  ламелей були об'єктом багатьох досліджень. Щоб створити  $\alpha_2/\gamma$  колонії контрольованим шляхом та



оптимізувати механічні властивості TNM сплави є типовим об'єктом для термообробки після гарячого деформування, яка складається з двох, або, якщо необхідну гомогенізуючу термообробку рахувати, - трьох стадій. Перша стадія складається з високотемпературного відпалу, його мета забезпечити в  $\alpha+\beta+\gamma$  чи в  $\alpha+\beta$  фазовій області мінімальної кількості  $\beta/\beta_0$  фази. Одночасно доля та розподіл інших фаз таких як  $\alpha_1/\alpha_2$  та  $\gamma$  може бути кореговане оскільки їх кількість строго залежить від температурного профіля такого як температура відпалу та швидкість охолодження. Швидкість охолодження, зокрема, має суттєвий вплив на перевагу в  $\gamma$  фазі і, як наслідок перерозподіл  $\alpha_2$  зерен, що залишились. Такий перерозподіл мікроструктури при охолодженні був ретельно досліджений в декількох  $\gamma$  TiAl сплавах, був також використаний в TNM сплавах, щоб визначити кількісне зростання  $\gamma$  фази при охолодженні з  $\alpha+\beta+\gamma$  [15]. На цьому шляху аналоги до діаграм безперервне охолодження - перетворення є побудовані (рис. 1.3а).

Відпал та відповідне охолодження репрезентують першу стадію термообробки, типовий для TNM сплавів. еволюція піка інтенсивності для  $\gamma$  в  $\gamma$  TiAl для обох термообробок показана на рис. 1.1 на прикладі інтенсивності піку  $\gamma$  - (200). Під час другої стадії, яка реалізується безперервним нагріванням з постійною швидкістю  $\gamma$  TiAl ламелі виділяються на надзвичайно пересичених  $\alpha_2$  зернах.

На цій діаграмі пунктирна лінія обмежує район де відносна кількість  $\gamma$ -TiAl фази перевищена. Температура за якої відносна кількість  $\gamma$ -TiAl фази присутня зменшується зі збільшенням швидкості, якщо умови експерименту зміщуються в бік високих швидкостей. Можна бачити, що в інтервалі технологічно досяжних швидкостей охолодження виграш в  $\gamma$ -TiAl фазі не може бути повністю реалізовано [14].



а) термокінетична діаграма, б) діаграма еволюції  $\gamma$ -TiAl

Рисунок 1.3 – Термічні діаграми для Ti–43,3Al–4,3Nb–1,2Mo–0,1B (at. %)

Відповідно друга стадія термообробки реалізується або безперервним нагріванням з постійною швидкістю або стабілізуючим відпалом між 850 °C та 950 °C. Під впливом термічної активації ультратонкі ламелі висаджуються в над пересичених  $\alpha_2$  зернах у відповідності до орієнтаційного співвідношення Блекборна за механізмом руху між фазних виступів [16]. Відносне збільшення частки  $\gamma$ -TiAl фази може бути визначено кількісно за допомогою HEXRD. На рис. 1.3 б еволюція частки  $\gamma$ -TiAl фази ілюструється через відкладення значень піку інтенсивності як функції часу [17]. В процесі високотемпературного відпалу в  $\alpha+\beta+\gamma$  фазовій області пік інтенсивності зменшується, після гартування він трохи зростає, але тільки термоактивація через нагрівання веде до значного збільшення  $\gamma$ -TiAl фази у формі надтонких ламелей. Формування ламелярної  $\alpha_2/\gamma$  колоній веде до підвищення твердості.

### 1.3 Мікроструктура та службові характеристики розроблених титан – алюмінідів

Службові характеристики сучасних  $\gamma$ - TiAl сплавів, як відзначалось в попередніх розділах, в значній мірі залежить від структурних особливостей, таких, як розмір колоній  $\alpha_2/\gamma$ ., розташування ламелей або кількість

глобулярних зерен, які можуть контролюватися складом разом з технологічними параметрами та умовами термообробки. Загалом грубозеренна повністю ламенна або близька до ламельної мікроструктура сприяє відносно велику тріщиностійкість та опір повзучості, але низьку пластичність при розтягу та міцність [2]. Повзучість та міцність при розтязі можуть, наприклад, регулюватися розташуванням  $\alpha_2/\gamma$  ламелей, яке в свою чергу, залежить від швидкості охолодження, коли виділення  $\gamma$  ламелей відбувається через охолодження з  $\alpha$  або з  $\alpha + \gamma$  або від температури відпалу у випадку виділення з перенасичених  $\alpha_2$  зерен [5].

На відміну від цього, дрібнозеренна, рівновісна, переважно гамма та дуплексна мікроструктури з невеликою кількістю ламелей  $\alpha_2/\gamma$  колоній демонструють низьку тріщиностійкість та опір повзучості, але роблять помірними пластичність на розтяг та міцність при кімнатній та підвищених температурах. Ця зворотна кореляція між властивостями при розтягу та опору руйнуванню та повзучості зумовлює потребу в необхідності підвищеної уваги до мікроструктури, щоб досягти необхідного балансу механічних та службових характеристик.

Для TNM сплавів специфічна мікроструктурна концепція, яка стосується NL+  $\gamma$  мікроструктури була створена і являє собою композицію з малої кількості глобулярних  $\gamma$  та  $\beta_0$  зерен та малих ізотропних зерен  $\alpha_2/\gamma$  колоній з діаметром на рівні 50 нм – 100 нм, що створює простір з тонкими ламелями. Ця концепція сприяє оптимальному балансу механічних властивостей, беручи до уваги практичну важливість опору повзучості при підвищених температурах та пластичності нижче температури крихко-пластичного переходу [2]. Приклад такої мікроструктури схематично наведений на рис. 1.4, в якій структурні особливості та їх вплив на механічні властивості визначені [18]. В  $\beta$  кристалізуючихся  $\gamma$ -TiAl сплавах така NL+  $\gamma$  структура може бути досягнута завдяки проведенню двох стадійної термообробки. Це високотемпературний відпал з наступним швидким охолодженням та стабілізуючий відпал з відповідним охолодженням в печі. На

першій стадії над пересичена структура формується та на другій стадії наноламельна структура утворюється з  $\alpha_2/\gamma$  колоній. Головні границі розподілу, що включають  $\alpha_2/\gamma$  та  $\gamma/\gamma$  границі знаходяться на відстані 15 нм – 30 нм в залежності від температури відпалу та часу.

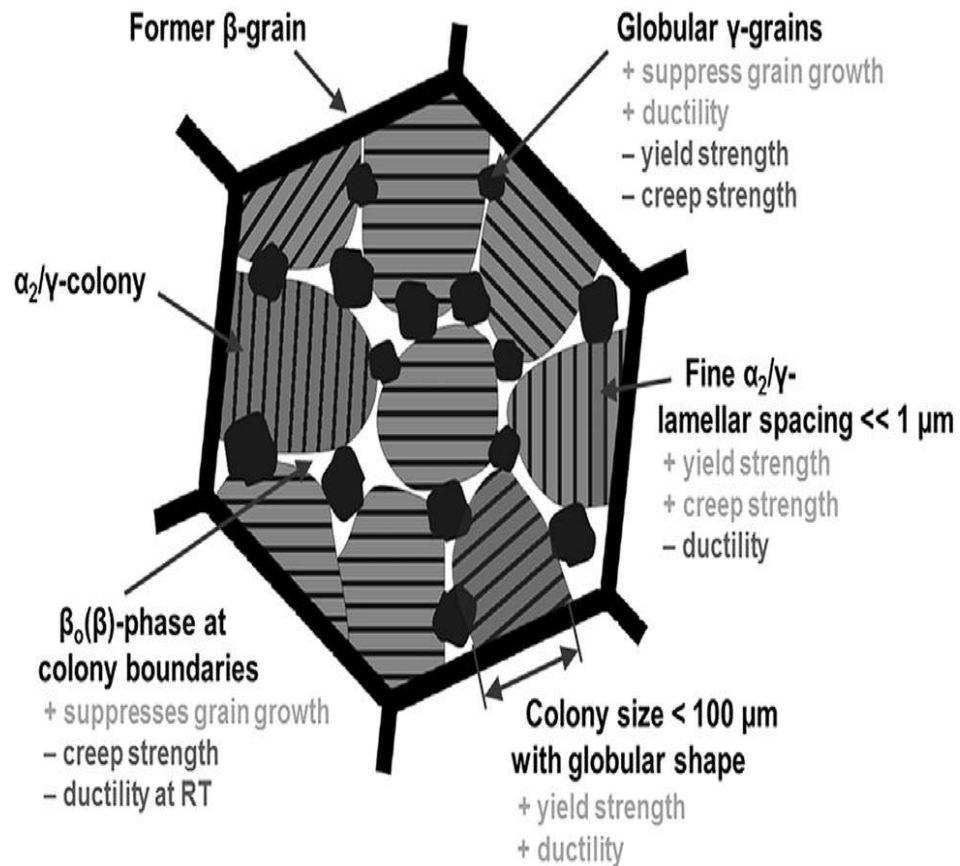


Рисунок 1.4 – Схематичне зображення дизайну NL+  $\gamma$  мікроструктури [18]

Проведення високотемпературного відпалу вище точки  $T_{\gamma,\text{solv}}$  покладено в основу двох стадійної термообробки, яка веде до утворення NL+  $\gamma$  мікроструктури. СЕМ мікрофотографія (рис 1.5) показує в BSE зображенні структурний стан термообробленого TNM<sup>+</sup> сплаву. Розрізняються ламелярні колонії, які в наслідок термообробки розділені районами, які складаються виключно з  $\beta$  – фази. Світле поле ПЕМ зображення ламелярної структури (рис. 1.5 б), де ясно розрізняються окремі ламелі.

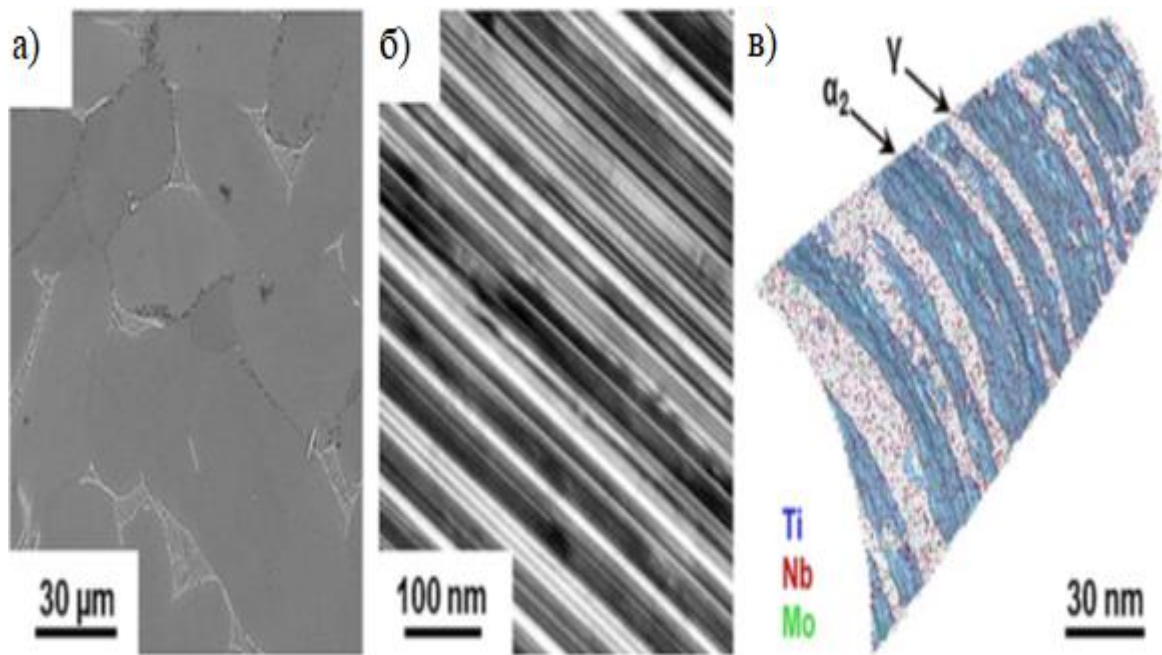


Рисунок 1.5 – Мікроструктура TiNbMo сплавів після двостадійної термообробки [19]

В середині кожної колонії ламелі розташовуються паралельно завдяки добре відомому орієнтаційному співвідношенню Блекберна. Відстань між границями в зразку, отриманому за даних умов складає 10 нм. цей масштаб залежить від температури, часу так, як і від складу. Чим менше дифундують елементи, тим, загалом, менша товщина ламелей [16]. Через такий малий масштаб (нано), для дослідження особливостей структури мультифазних TiAl сплавів, необхідне високо розрізнявальне характеристичне обладнання, таке, як атомно-зондова томографія. Це відомий та незамінний метод для таких цілей, який надає як структурну, так і аналітичну інформацію одночасно і тому допомагає зрозуміти фізичні причини структурних перебудов, а також ефекти, що залежать від легування [20]. В останні роки атомно-зондова томографія інтенсивно використовується для розуміння важливих процесів, що відбуваються в інтерметалідах TiAl, таких, як утворення фаз, стабільність фаз, преференція фаз до окремих елементів та їх кореляція з механічними властивостями [21].

Реконструкція атомно - зондової томографії (рис. 1.5 в) складається з  $\alpha_2/\gamma$

колоній, які розділені розупорядкованою  $\beta_0$  – фазою. Реконструкція ламельних колоній ідентифікує лише головні елементи Ti (блакитний), Nb (червоний), та Mo (сірий). Ізоповерхні були отримані, використовуючи ізоконцентраційне співвідношення TiAl. Ламельна структура може бути визначена чітко тому, що легуючі елементи розподіляються не рівномірно між сусідніми фазами під час утворення ламелей. Зокрема, Nb має схильність акумулюватись в  $\gamma$ - фазі. Мо, навпаки, переважно концентрується в  $\alpha_2$  фазі. При цьому обидва ці елементи є  $\beta$  стабілізаторами і тому  $\beta_0$  фаза, яка оточує  $\alpha_2/\gamma$  колонії показує найбільшу концентрацію Nb та Mo, при цьому вона вище в молібдені. Оскільки він дає сильніший  $\beta$  стабілізуючий ефект в порівнянні з Nb [21].

#### **1.4 Механічні властивості при розтягу кованих та термооброблених TNM матеріалів**

Вже раніше відзначалось, що середня відстань між  $\alpha_2/\gamma$  як і  $\gamma/\gamma$  визначає вимоги підвищення границі плинності. Цей ефект може бути віднесено до модифікованого співвідношення Холла Петча, коли між фазні границі перешкоджають руху дислокацій. Тобто, напруження, яке необхідне для руху дислокацій через границю розподілу зворотно пропорційне квадратному кореню середнього інтерфазного проміжку [22]. Тут границі розподілу діють як перешкоди для ковзання, що веде до дислокаційних скупчень, які спостерігаються при ТЕМ дослідженнях. В залежності від існуючого середнього розміру ламелей. Границя плинності, яка визначена при 0,2 % деформації при кімнатній температурі досягає значень 800 МПа – 950 МПа. Рис. 1.6 показує зміну нормованої на густину границі плинності з температурою різних  $\gamma$ -TiAl сплавів у порівнянні з Ni та Ti - базових сплавах [5]. Площа, позначена червоним кольором відповідає значенням міцності, отриманим для  $\gamma$ -TiAl сплавів з різною мікроструктурою.

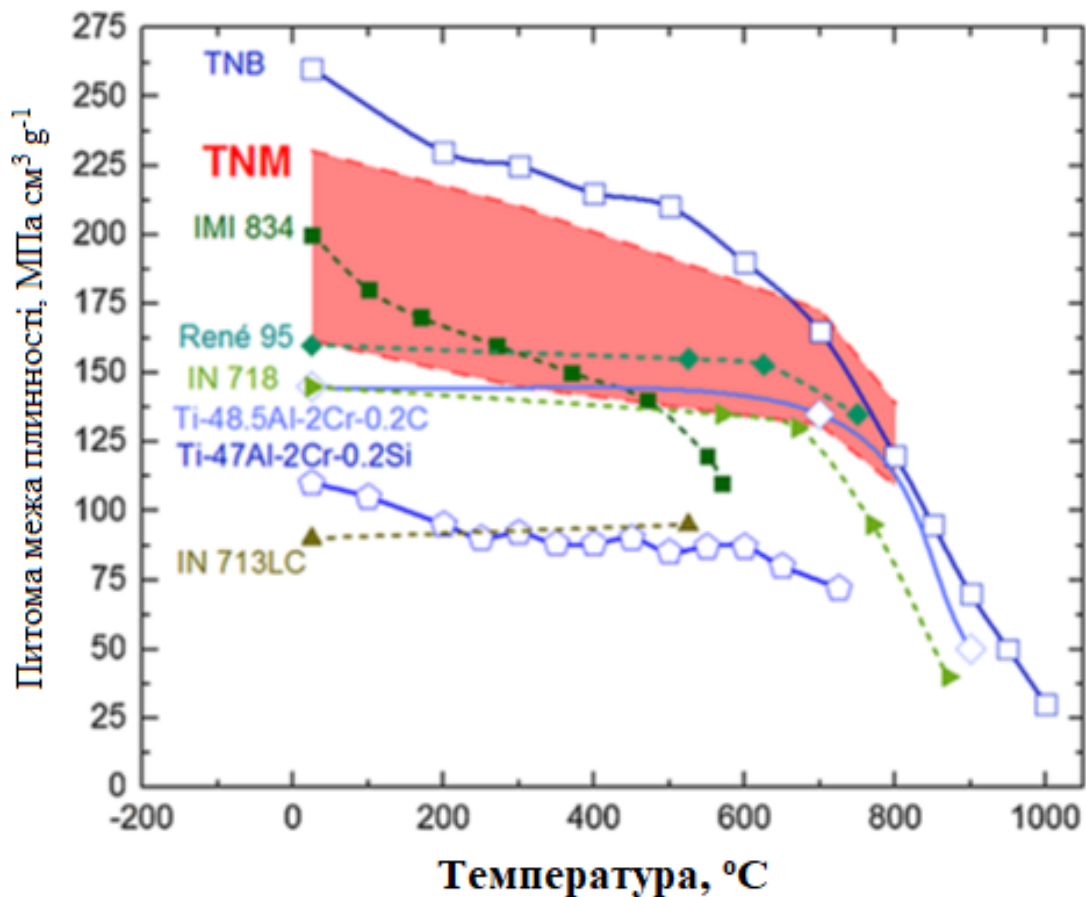


Рисунок 1.6 – Зміна нормованої границі плинності з температурою в порівнянні з інтерметалідними сплавами на базі  $\gamma$  - TiAl [5]

При кімнатній температурі пластичне подовження до руйнування знаходиться на рівні 1 %–2 %. Однак яскрава пластична поведінка веде до конкурентного зменшення границі плинності та опору повзучості. В цьому відношенні об'ємна частка глобулярних  $\gamma$  та  $\beta_0$  зерен, які локалізуються на границях  $\alpha_2/\gamma$  колоній грають важливу роль.  $\beta_0$ -фаза сприяє окрихченню, тоді, як  $\gamma$ -фаза працює, як пом'якшуючий, підвищуючий пластичність сплаву фактор. По-друге, середній ламельний простір, як і об'ємна частка  $\gamma$ –об'єму в  $\alpha_2/\gamma$  колоніях робить внесок в деформаційну поведінку [13].

Як і випадку з одновісним розтягом, напруження опору повзучості також визначається середнім розміром ламелей та об'ємною часткою глобулярних  $\gamma$  та  $\beta_0$  зерен. Для оцінки впливу індивідуальних структурних особливостей на опір повзучості два стани мікроструктур типу NL+  $\gamma$  були отримані за



допомогою двох стадійної термообробки сплавів [15]. З цією метою перша стадія термообробки виконувалась в області  $\alpha + \beta$  фазового простору з наступним охолодженням на повітрі. При кімнатній температурі мікроструктура складається з пересичених  $\alpha_2$  зерен та глобулярних  $\beta_0$  зерен але не глобулярних  $\gamma$  зерен. Для NL+  $\beta_1$  мікроструктури (рис.1.7а) друга стадія термообробки ідентична до тої що вибрана для NL+  $\gamma$ . У випадку NL+  $\beta_2$  стабілізуючий відпал стабілізуючий відпал проводиться при суттєво більш високій температурі для того сприяти протіканню, щоб забезпечити коміркову реакцію границях  $\alpha_2/\gamma$  колоній (рис.1.7 б). Реакція трансформує тонкі  $\gamma$  - TiAl зерна та  $\alpha_2$  - Ti<sub>3</sub>Al рейки в зону, яка складається з нерегулярної форми  $\gamma$  - TiAl,  $\alpha_2$  - Ti<sub>3</sub>Al та  $\beta_0$  - TiAl зерен [15].

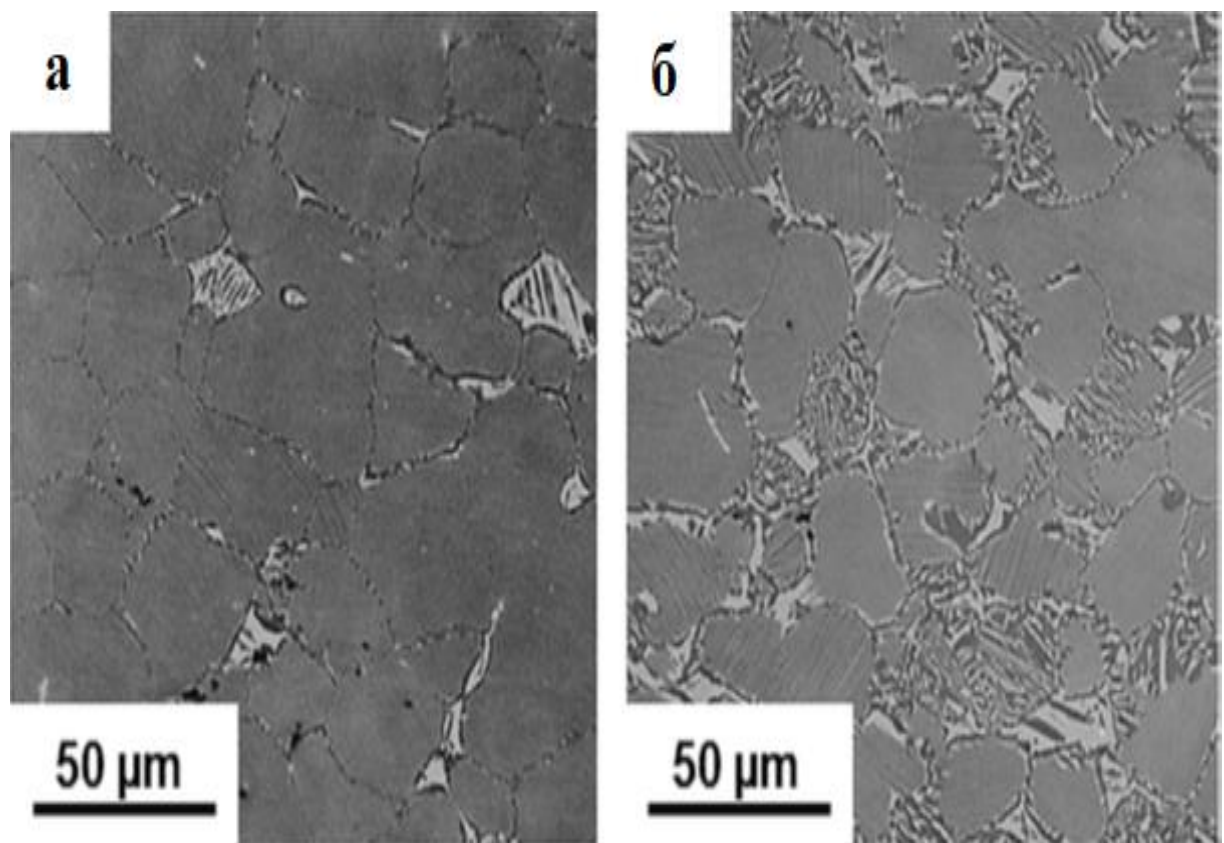


Рисунок 1.7 – Оптичне зображення мікроструктури деформованого сплаву TNM після різних двостадійних термообробок (а) NL+  $\beta_1$  та (б) NL+  $\beta_2$

Відповідні криві повзучості рекордні для 750 °C та 185 МПа (рис. 1.8).



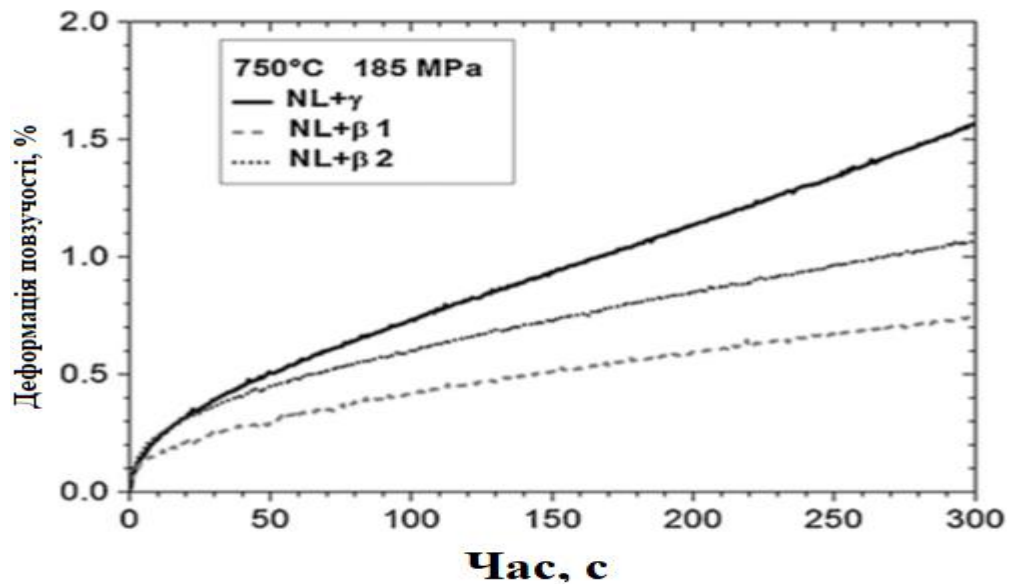


Рисунок 1.8 – Криві повзучості при 750 °C та 185 МПа для TNM мікроструктури NL+ $\gamma$ , NL+ $\beta_1$  та NL+  $\beta_2$

Глобулярні  $\gamma$ - зерна так і проходження коміркової реакції, які ведуть до локального подрібнення мікроструктури (рис. 1.7 б) має негативний вплив на міцність при повзучості. Енергія активації для повзучості приблизно 370 КДж·мол<sup>-1</sup> [13], яка співпадає з результатами, існуючими в літературі та вимірами внутрішнього тертя.

На доданок розташування  $\gamma$  та  $\beta_0$  фаз вздовж  $\alpha_2/\gamma$  колоній грає важливу роль і це впливає на наявність певної різниці між кривими [15].

## 1.5 Висновки до розділу 1

1. На основі огляду можна стверджувати що основним методом підвищення механічних властивостей титан-алюмінідних сплавів є формування двохфазної ( $\alpha_2 + \gamma$ ) ламельної структури

2. Визначено, що за різного співвідношення  $\alpha_2$ ,  $\gamma$  та  $\beta_2$  фаз забезпечується різні властивості сплавів. За рахунок їх варіативності досягається їх працездатність при робочих температурах порядку 600 °C – 800 °C, що є основною вимогою до сплавів космічної промисловості

3. Продемонстровано необхідність вивчення та застосування титан алюмінідних сплавів третього покоління

## 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

### 2.1 Обґрунтування вибору матеріалу

За останні роки досягнуто великого прогресу в розробці сплавів на основі  $\gamma$  – TiAl. Удосконалено конструкцію сплавів, фазові діаграми та трансформації, механічні властивості та розуміння взаємозв'язку мікроструктури з властивостями. Ці сплави в основному складаються з великої частки  $\gamma$  – TiAl та невеликої об'ємної частки  $\alpha_2$  Ti<sub>3</sub>Al. Одна з проблем яка виникає при розробці потенційних сплавів, це оптимізація механічних властивостей. Механічні властивості на пряму залежать від структури [23], а структура насамперед від хімічного складу і утворення різних фаз.

Вибір основних легуючих елементів класифікують на дві групи: елементи що зміцнюють твердий розчин(бета стабілізатори: Cr, Mn, V, Nb, Fe, Mo, W) і друга група які сприяють подрібнення зерна(B, Si та C).

#### 2.1.1 Залежність властивостей розтягу та повзучості від стабілізатора $\beta_2$

Fe, Cr, V і Nb надають ефективний міцний вплив на твердий розчин - TiAl, а підвищення виходу та граничної міцності на розрив при кімнатній і підвищеній температурі з вмістом Fe, Cr, V і Nb, в основному, приписується зміцнення твердих розчинів цих елементів у  $\gamma$  фазі. [23]

Також зазначається, що додавання Fe, Cr, V і Nb призводить до утворення фази  $\beta_2$ . Перед утворенням фази  $\beta_2$  у великих кількостях розчинність твердих речовин у фазі Fe, Cr, V та Nb становить 1,05 % Fe, 2,18 % Cr, 3,88 % V та 6,86 % Nb відповідно. Збереження граничної міцності на розрив з додаванням Fe, Cr, V та Nb також пояснюється зміцненням твердих розчинів цими елементами, причому пік граничної міцності на розрив виявляється в Ti52Al48-0,5Fe, Ti52Al48-1,0Cr, Ti52Al48-2,0V і Ti52Al48-4,0Nb відповідно. Найбільш привабливий опір повзучості виникає безпосередньо перед початком утворення фази  $\beta_2$  і, отже, величина збільшення опору повзучості була досягнута з твердого розчину Fe, Cr, V , і Nb в  $\gamma$  фазі. Також слід

враховувати вплив мікроструктури на властивості розтягування та повзання. І Ti52Al48-2V, і Ti52Al48-4V показують майже-пластинкову мікроструктуру; проте перший сплав виявляє набагато більшу стійкість до повзучості, ніж другий.

Аналогічно, і Ti52Al48-4Nb, і Ti52Al48-6Nb мають пластинчасту мікроструктуру, але Ti52Al48-4Nb має відмінну стійкість до повзучості. Це вказує, що фаза  $\beta_2$  зменшує опір повзучості TiAl. Наявність фази  $\beta_2$  у TiAl не покращує, але зменшує міцність на розрив та пластичність при кімнатній температурі. Це тому, що впорядкована фаза  $\beta_2$  з високим вмістом Al є крихкою і твердою при кімнатній температурі. Додавання 2,0 ат.% Mo в TiAl вводить фазу  $\beta_2$  і подовження Ti-44Al-2Mo становить лише 0,5% при кімнатній температурі). Завдяки утворенню фази  $\beta_2$ , Ti-45Al-8Nb-2Cr та Ti-45,5Al-1,6 Fe-1,1V-0,7B показує подовження при кімнатній температурі від 0,4 до 0,6%. [24] Такі ж докази були також у сплаві Ti-Al-Cr, в якому високі рівні Cr утворюють надмірні частинки Ti<sub>2</sub>AlCr та зниження пластичності. [24]

Виходячи з цих даних, можна зробити висновок, що фаза  $\beta_2$  згубна при кімнатній температурі через свою крихкість.

### 2.1.2 Зміцнення твердого розчину стабілізаторами $\beta_2$

Оптимальні механічні властивості TiAl досягаються зміцненням твердих розчинів, зміцненням дрібнодисперсних частинок та мікроструктурним зміцненням. При проектуванні сплавів TiAl слід враховувати принцип зміцнення твердого розчину стабілізаторами  $\beta_2$ , такими як Fe, Cr, Mn, V, Mo, Nb, W.

Для досягнення оптимального зміцнення твердого розчину вміст  $\beta_2$  стабілізаторів у  $\gamma$  фазі слід максимально збільшити, але, з іншого боку, утворення фази  $\beta_2$  необхідно контролювати, оскільки  $\beta_2$  фаза у TiAl знижує пластичність при кімнатній температурі, знижується міцність на розрив та опір повзучості при високих температурах.

У роботі Sun F. S. [23] були проведені дослідження щодо впливу

легуючих елементів на тип структури титан-алюмінідних сплавів, та була виведена формула (2.1) згідно якої можна визначити максимальний вміст легуючих елементів.

$$1,5 \leq Cr + Mn + \frac{3}{5V} + \frac{3}{8Nb} + \frac{3}{2(W + Mo)} + 3Fe \leq 3,0 \quad (2.1)$$

де  $V, Nb, Cr, Mo, W, Mn, Fe$  – вміст відповідних металів в ат. %

Якщо еквівалент елементів в рівнянні 2.1 контролюється в межах від 1,5 до 3,0, властивості розтягу при кімнатній температурі та термін повзучості при руйнуванні при підвищених температурах задовольняються. З іншого боку, якщо еквівалент елементів більше 3, то пластичність при розтягуванні кімнатної температури або опір повзучості зменшуються, оскільки фаза  $\beta_2$  утворюється в TiAl.

Рівняння 2.1 було створено для досягнення оптимального зміцнення твердого розчину сплаву TiAl, виходячи з того, що об'ємну частку фази  $\beta_2$  необхідно суворо контролювати. Крім того, слід враховувати об'ємну частку  $\alpha_2$  фази в TiAl. Поки що вплив Fe, Cr, Mn, V, Nb, Mo і W на стабілізацію фази  $\alpha_2$  не досліджений.

Більше того, вплив Fe, Cr, Mn, V, Nb, Mo і W на властивості TiAl різні. Оскільки Cr зменшує енергію зв'язування Ti 3p та Al 3p в зв'язках Ti-Ti, Ti-Al та Al-Al, додавання Cr покращує пластичність TiAl при кімнатній температурі. Однак зміцнення Cr в твердому розчині є нижчим, ніж у інших елементів, через те, що енергія зв'язування Ti 3s в зв'язках Ti-Ti і Ti-Al Ti<sub>52</sub>Al<sub>48</sub>-xCr нижча, ніж в інших сплавах. Додавання V значно збільшує міцність на розрив при кімнатній температурі та покращує високотемпературну міцність TiAl, оскільки V збільшує енергію зв'язування Ti 3s у зв'язках Ti-Ti та Ti-Al. Ефект Mn подібний до дії Cr. Додавання Nb значно підвищує енергію зв'язування Ti 3s у зв'язках Ti-Al, а отже, Nb є ефективним елементом для поліпшення високотемпературної міцності TiAl. Але Nb мало впливає на поліпшення

пластичності кімнатної температури. Додавання Fe (0,5 ат.%) збільшує міцність і пластичність, тому що Fe збільшує енергію зв'язування Ti 3s і Al 2s в зв'язках Ti-Ti, Ti-Al і Al-Al і зменшує зв'язування Ti 3p і Al 2p. енергії в зв'язках Ti-Ti, Ti-Al та Al-Al. Однак розчинність Fe в  $\gamma$  фазі обмежена.

Таким чином були обрані сплави:

№3 -  $\text{Ti}_{47,4}\text{Al}_{47}\text{Nb}_4\text{Cr}_{0,5}\text{Mo}_1\text{B}_{0,1}$ ; № 6 -  $\text{Ti}_{47,5}\text{Al}_{47}\text{Nb}_4\text{Cr}_{0,5}\text{Mo}_1$ ;  
 №9 -  $\text{Ti}_{50,9}\text{Al}_{44}\text{Nb}_{3,5}\text{Cr}_{0,5}\text{Mo}_1\text{B}_{0,1}$ ; №10 -  $\text{Ti}_{50,4}\text{Al}_{44}\text{Nb}_{4,5}\text{Mo}_1\text{B}_{0,1}$ .

## 2.2 Вибір комплексу методів дослідження

### 2.2.1 Рентгенофазовий аналіз

Для визначення кількісного фазового складу в зразках проводився рентгенофазовий аналіз. Дослідження виконувалося на дифрактометрі ДРОН 3 із фокусуною геометрією  $\theta - 2\theta$  Брегга-Брентано у монохроматичному  $\text{CoK}_\alpha$  випромінюванні ( $\lambda=1,789007 \text{ \AA}$ ) (рис 2.1).



Рисунок 2.1 – Рентгенівський дифрактометрі ДРОН 3 [25]

Від атомних площин кристалічної ґратки досліджуваного зразка дифрагують рентгенівські промені, на цьому базується принцип дії дифрактометра. Рентгенівські промені з довжиною хвилі  $\lambda$ , відбиваються від площин  $hkl$ , що задовільняє рівнянню Вульфа-Брега [26]:

$$n\lambda = 2d_{hkl}\sin\theta, \quad (2.2)$$

де  $d_{hkl}$  – міжплощинна відстань, Å;

$\theta$  – кут відбиття дифрагованого пучка, град;

$\lambda$  – довжина хвилі, Å.

В дифрактометрі використовується схема фокусування по Брегу - Брентано, яку в горизонтальній проекції показано на рис. 2.2.

Відповідно до фокусуючої геометрії, зразок поміщається на вісь дифрактометра і повертається на кут  $\theta$ . Детектор (сцинтилятор) повертається навколо вісі на кут  $2\theta$  і формує дифракційні кільця (рис.2.2). В цій роботі обертання зразка виконувалось із кроком кута  $\theta$  в 0,5 градуса.

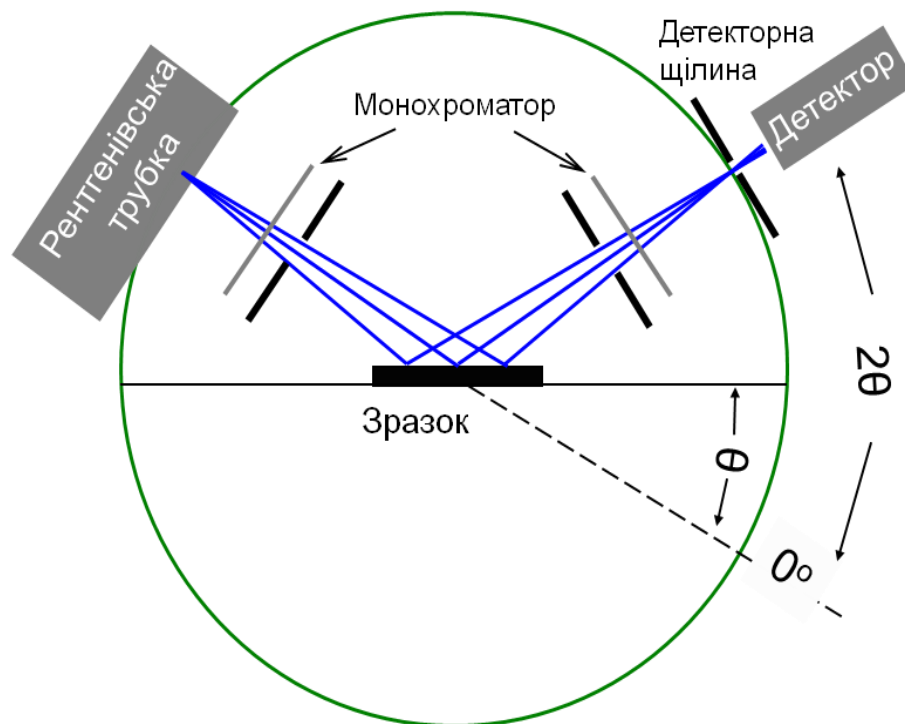


Рисунок 2.2 – Схема  $\theta - 2\theta$  фокусуючої геометрії Брега-Брентано [25]

Головні компоненти дифрактометра розміщуються на ганіометрі. Який являє собою рухомий пристрій де розміщується рентгенівська трубка і детектор. Це система точної установки і відстеження кута випромінювання по

відношенню до поверхні зразка. Одне плече гоніометра задає кут опромінення зразка рентгенівською трубкою. Воно залежить від кута брегівського відображення випромінювання від зразка (детектується сигнал). Під час руху (при зміні кута  $\theta$ ) детектор безперервно реєструє інтенсивність рентгенівського випромінювання. Решта частини оптичної схеми дифрактометра надають випромінюванню такі властивості, для оптимізації його для вирішення тих чи інших завдань дифрактометричних досліджень [25].

Міжплощинні відстані  $d$  можуть бути виражені через параметри ґратки:

Для кубічної ґратки:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2}, \quad (2.3)$$

Для гексагональної ґратки:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{4}{3} \frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2}, \quad (2.4)$$

Для орторомбічної ґратки:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2}, \quad (2.5)$$

де  $a, b, c$  – параметри ґратки,

$h, k, l$  – індекси Міллера.

Таким чином можливо визначити міжплощинні відстані  $d_{hkl}$  та параметри ґратки кристалу із рентгенограми. В цій роботі для аналізу рентгенограм використовувався програмний пакет *PowderCell*.

Програма автоматично будує рентгенограму (рис. 2.3) з

завантаженого файла зі значеннями кутів та їх інтенсивності. Після цього у вікні експеримент (рис. 2.4) обираються параметри зйомки.

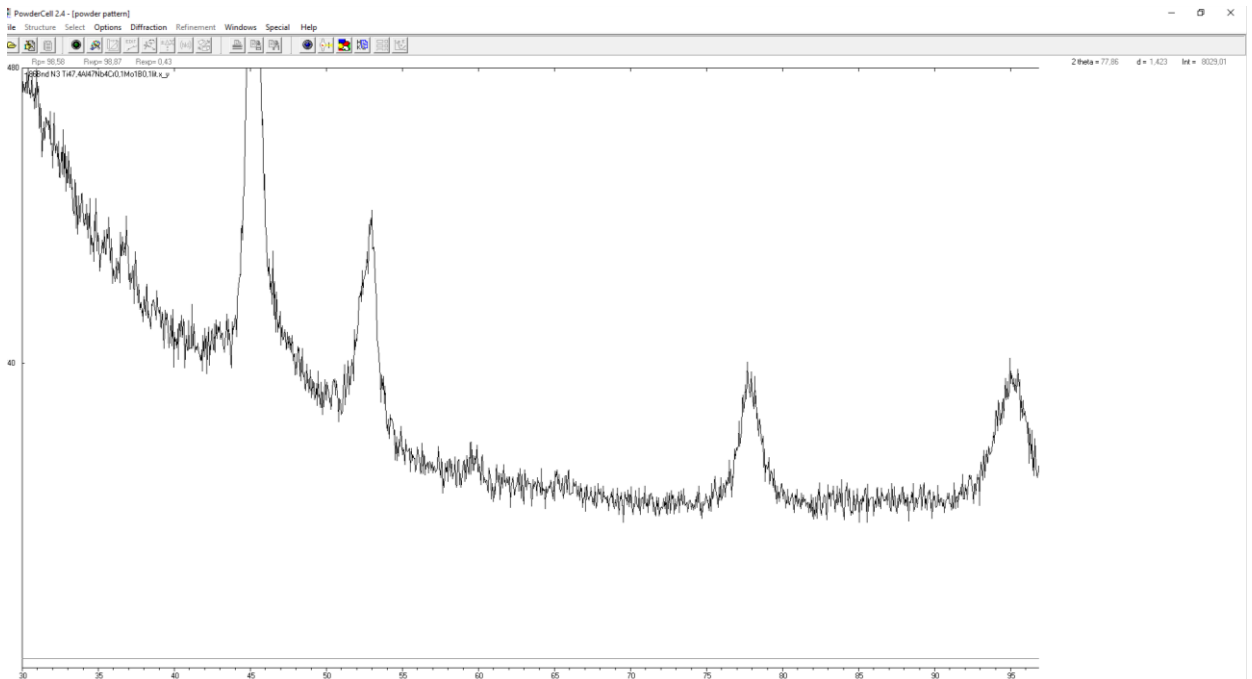


Рисунок 2.3 – Побудована рентгенограма в програмі Powder Cell 2.4

Рисунок 2.4 – Внесення даних експерименту в програмі Powder Cell

Для проведення розшифровки отриманої рентгенограми



використовується інформація з міжнародних кристалографічних баз даних.

### 2.2.2 Механічні випробування

В області мікро деформації, беручи до уваги практичну спрямованість аналізу механічної поведінки перспективних сплавів, найбільший інтерес приділяється випробуванням на одновісний розтяг та згин. Найчастіше перевага надається випробуванням на одновісний розтяг та згин, через рівномірний розподіл напружень по перерізу зразка, при порівнянні розтягу та згину. Притому, на етапі виготовлення зразків так і під час проведення високотемпературних випробувань досить простими є випробування на згин. Приймаючи до уваги велику кількість змінних, які необхідно дослідити (зміна складу термічної та термомеханічної обробки, широкий діапазон температур та швидкостей деформації), можна сказати, що високотемпературні випробування, важливі. Окрім того, швидкість деформації залишається практично незмінною при згині (на відміну від розтягу), через відсутність впливу жорсткості машини на швидкість деформації зразка.

Аналогічно методу визначення температури холодноламкості та гарячої твердості, які широко використовуються в науковій школі В.І. Трефілов., розроблено метод експрес аналізу механічної поведінки зразків при згині [27]. З методу визначення температури холодноламкості взята схема три точкового згину. Касетна схема випробування зразків, коли під час одного нагрівання випробуються кілька зразків при різних температурах береться з методу гарячої твердості.

Експерименти проводяться на випробувальній машині TermoTEST (рис.2.5). В КБ ІПП НАН України на зміну карусельної схеми розроблений спеціальний транспортер, який встановлює зразки безпосередньо на випробувальні ролики без порушення теплового режиму. Саме, як і у методі гарячої твердості, істотно прискорює отримання результатів високотемпературних випробувань.

Результатом випробувань є комплекс механічних властивостей, які

максимально наближені до характеристик, отриманих за стандартними схемами. Від ретельного вибору схеми навантаження та розміру зразка полягає виконання цієї умови. Визначенню властивостей при малих деформаціях приділена особлива увага. При розробці методики взято до уваги, що важливою складовою дослідження механічної поведінки титанових сплавів є аналіз кривої зміцнення, оскільки її структурна чутливість дозволяє визначати головні чинники, які впливають на механізм деформації та руйнування [27].



Рисунок 2.5 – Машина TermoTEST для випробувань жароміцних сплавів при згині на повітрі при температурі до 1000 °C

При цьому взято до уваги те, що сучасні жароміцні сплави, безумовно, оцінюють по довготривалій міцності, яка визначається при деформації  $10^{-8}$ , тобто за 15 діб навантаження. Такі експерименти не можливо провести на великій кількості зразків, а у випадку фінансової та енергетичної кризи подібні дослідження стають нереальними. Розроблена методика дозволяє визначати швидкісну чутливість механічних властивостей і прогнозувати механічну поведінку матеріалу при малих швидкостях [27].

Згідно з теорією міцності при триточковому згині деформація ( $\epsilon$ )

пов'язана з прогином  $f$  співвідношенням

$$\varepsilon = \frac{6hf}{L^2}, \quad (2.6)$$

де  $h$  – висота зразка,

$L$  - відстань між опорними роликами робочої частини зразка.

Рівняння 2.6, вказує на те, що прецизійність дослідження початкових стадій можна підвищити збільшенням відстані між роликами та зменшенням висоти зразка. Збільшенню прогину зразка при даному ступеню деформації сприяють обидва фактори.

Міцності ( $\sigma$ ) при триточковому згині визначається з виразу:

$$\sigma = \frac{3PL}{2bh^2}, \quad (2.7)$$

де  $P$  - зусилля

$b$  - ширина зразка.

На відміну від рівняння 2.6, яке надає можливість розрахувати прогин зразка, рівняння 2.7 надає можливість оцінити співрозмірність прогину з переміщеннями в силовому ланцюзі випробувальної машини. Для матеріалу з модулем  $E = 130$  ГПа та границею плинності  $\sigma_{02} = 1000$  МПа пружна деформації на границі плинності сягає  $\varepsilon = 0,7$  %. Підставляючи це значення в рівняння 2.6, для зразка з розмірами  $h = 2$  мм  $b = 3$  мм при  $L = 40$  мм, отримуємо переміщення на границі плинності  $f = 0,7$  мм. Для зразка з такими ж розмірами, підставляючи значення границі плинності в рів 2.7, отримуємо навантаження на границі плинності  $P = 225$  КН. Згідно паспортних даних піддатливість випробувальної машини на 10000 КН складає 1 мм, в цьому випадку переміщення в силовому ланцюзі на границі плинності складає 0,025 мм, або приблизно 3 % від значення прогину. При експрес дослідженнях таким внеском жорсткості машини можна знехтувати, або при прецизійних випробуваннях ефект можна врахувати відповідною поправкою. Оскільки

згідно до вимог випробувань, бажано, щоб в деформаційній зоні знаходилося мінімум 100 зерен, подальше зменшення висоти зразка недоцільне. Мінімальні значення  $h$  та  $b$  визначаються з врахуванням розміру зерна та в литих жароміцних титанових сплавах  $D \sim 200$  мкм. повинні бути в 10 разів більшими. Пружні властивості можна визначати без застосування давача переміщення, безпосередньо з випробування на згин, згідно обраних параметрів зразка та умов експерименту, внаслідок цього значно спрощуються випробування [27].

Загальним є той факт, що деформуючі напруження при згині значно перевищують значення, які отримані з експериментів на розтяг. Абсолютні значення деформуючого напруження також потребують поправки в пластичній області. Це пов'язано з тим, що поява пластичної складової деформації різко змінює розподіл напружень при згині і розрахунок, виконаний без урахування цієї особливості веде до перевищення дійсних значень деформуючої напруги. Зв'язок між напруженням плину при розтягу,  $\sigma_T^p$ , та згині,  $\sigma_T^{zg}$ , визначається з виразу:

$$\sigma_m^{32} = \sigma_m^p [3/2 - 2(r_m/h)^2], \quad (2.8)$$

де  $h$  - висота зразка,

$r_m$  – пружна складова в пружно-пластичній зоні зразка

Оскільки:  $0 \leq r_T \leq h/2$ , то виконується співвідношення:  $1,5 \sigma_T^p \geq \sigma_T^{zg} \geq \sigma_T^p$ . Напруження плину, при згині, що розраховане за формулами, отриманими з теорії пружності, може до півтора рази перевищувати дійсні значення. Коефіцієнт, який характеризує це перевищення залежить від пружно – пластичного стану і наближається до верхньої границі в зразках, які демонструють сильне деформаційне зміцнення. На цей коефіцієнт також впливають схема навантаження та розмір зразків. При великому співвідношенні  $L/h$  він наближається до верхньої границі.

Для проведення порівняльного аналізу закономірностей зміцнення

досліджених перспективних сплавів, в роботі проведено комплекс механічних випробувань.

В експериментах на розтяг зразки для механічних випробувань мали форму циліндра з діаметром  $\varnothing 3$  мм і довжиною робочої частини  $l_0 = 15$  мм. Експерименти на розтяг виконувалися згідно стандарту ДСТУ EN10002 – 1:2006, зі швидкістю деформації  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$  на машині 1246-2300/2 конструкції НИКИМП. Тензометричним датчиком фіксувалося видовження безпосередньо з робочої частини зразка. Конструкція тензометра дозволяла вимірювати деформацію зразка при кімнатній та підвищених температурах з чутливістю за деформацією не гірше  $2 \cdot 10^{-5}$  та вимірювати модуль пружності з похибкою не більше 2 %.

Випробування на трьох точковий згин в діапазоні температур  $700^\circ\text{C} - 750^\circ\text{C}$  виконувались на машині TermoTEST (рис. 2.3), на зразках розміром 1 мм х 4 мм х 45 мм з відстанню між нерухомими роликами 40 мм. Швидкість переміщення центрального ролика 0,5 мм/хв забезпечувала швидкість деформації  $10^{-4} \text{ сек}^{-1}$ . В діапазоні температур  $700^\circ\text{C}$  та  $750^\circ\text{C}$  випробувань в титанових сплавах реалізуються механізми високотемпературної повзучості [2], за наявності яких виникає залежність деформуючого напруження від швидкості деформації. Були проведені додаткові експерименти при швидкості деформації  $10^{-5} \text{ сек}^{-1}$ . Це дозволило визначати швидкісну чутливість механічних властивостей та термоактиваційні параметри, які характеризують вплив швидкості деформації на процеси плину в матеріалі. Перший з них: коефіцієнт швидкісної чутливості,  $a$ , який визначається, як результат ділення логарифму відношення початкової  $\dot{\epsilon}_n$  та кінцевої  $\dot{\epsilon}_k$  швидкості деформації на логарифм відношення початкового  $\sigma_n$  та кінцевого  $\sigma_k$  напруження плину (2.9)

$$a = \ln(\dot{\epsilon}_n/\dot{\epsilon}_k) / \ln(\sigma_n/\sigma_k), \quad (2.9)$$

При побудові діаграми повзучості в логарифмічних координатах  $\ln(\sigma) -$

$\ln(\dot{\epsilon})$  параметр  $a$  визначає кут її нахилу. За умови незмінності механізму повзучості його значення лишається приблизно незмінним, що може бути використано в практичній площині: для прогнозування механічної поведінки матеріалу при малих швидкостях, тобто, при його довготривалій експлуатації.

Різновидом цієї характеристики є параметр  $S_R$ :

$$S_R = (d \ln \tau / d \ln \dot{\epsilon}) / T, \quad (2.10)$$

Для характеристики швидкісної чутливості параметрів міцності інтерметалідних матеріалів часто використовується цей параметр ( $S_R$ ). Параметри  $a$  та  $S_R$  формально визначають чутливість деформуючого напруження до швидкості деформації і є особливо важливими для розуміння механічної поведінки матеріалу при довготривалих випробуваннях.

Активаційний об'єм,  $V$ , є більш фізичним параметром, що визначає об'єм, який задіяний при термоактиваційному подоланні перешкод при дислокаційному плині. Він визначається з виразу (2.11)

$$V = M kT / (\Delta \sigma / \Delta \ln \dot{\epsilon}), \quad (2.11)$$

де  $M$  – параметр Тейлора;

$k$  = стала Больцмана;

$T$  – температура випробувань.

Щоб визначити, який об'єм кристалічної ґратки приймає участь у термоактиваційному стрибкоподібному подоланні потенційного бар'єру на шляху руху дислокацій, параметр  $V$  нормується на  $b^3$ , де  $b$  – вектор Бюргерса (для титану  $b = 0,297$  нм).

Зазначені випробування на триточковий згин при підвищених температурах дозволяє провести ретельний порівняльний аналіз параметрів міцності в діапазоні температур, що наближаються до робочих температур елементів конструкцій авіаційних двигунів.

### 2.2.3 Растрова електронна мікроскопія

Растрова електронна мікроскопія (РЕМ) проводиться для визначення фазового складу зразків та структурних складових. Дослідження було проведено на приладі JEOL SuperProbe 8200 (рис. 2.6).



Рисунок 2.6 – Електронно-зондовий мікроаналізатор JEOL SuperProbe 8200

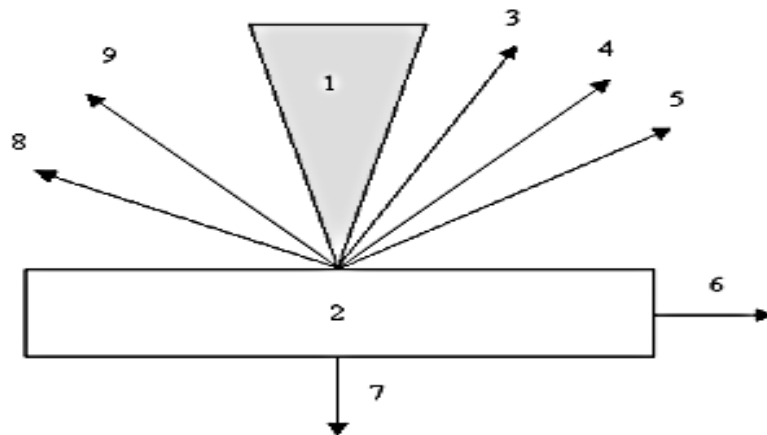
Робота РЕМ ґрунтується на скануванні поверхні твердого тіла електронним зондом та детектуванні виникаючого при цьому широкого спектру частинок і випромінювань. Основними компонентами для отримання зображення в РЕМ є вторинні, відбиті та поглинені електрони. Інші складові спектру використовуються для отримання додаткової інформації. Так, рентгенівське випромінювання за методом рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) дає інформацію про хімічний склад матеріалу досліджуваного зразка [28]. Технічні данні для використаної машини наведені

в табл 2.1.

Таблиця 2.1 – Технічні характеристики JXA-8200 SuperProbe Electron Probe Microanalyzer (EPMA) [29]

Характеристика	Значення
Роздільна здатність	6 нм при 30 кВ
Збільшення	Від x40 до x300000 разів
Прискорююча напруга	Від 0,2 кВ до 30 кВ
Максимальний розмір зразка	(100 x 100 x 50) мм
Розмір поверхні аналізу	(90 x 90) мм

На використанні деяких ефектів, що виникають при опромінюванні поверхні об'єктів тонко сфокусованим пучком електронів — зондом базується принцип дії мікроскопа. Як показано на (рис. 2.7), унаслідок взаємодії електронів (1) із зразком (речовиною) (2) генерується низка сигналів.



1 – електронний промінь, 2 – об'єкт, 3 – відбиті електрони, 4 – вторинні електрони, 5 – Оже-електрони, 6 – струм поглинених електронів, 7 – електрони, що пройшли, 8 – катодолумінесцентне випромінювання, 9 – рентгенівське випромінювання.

Рисунок 2.7 – Ефекти взаємодії електронного променя з об'єктом

Основними з них є потік електронів: відбитих (3), вторинних (4), Оже-електронів (5), поглинених (6), тих, що пройшли через зразок (7), а також



випромінювань: катодолюмінесцентного (8) і рентгенівського (9). Для отримання зображення поверхні зразка використовуються вторинні, відбиті та поглинені електрони.

#### 2.2.4 Просвічуюча електронна мікроскопія

Зразок повинен бути твердофазним, які проводять. При необхідності на зразок наноситься аморфна вуглецева плівка. Стандартний тримач для методики ПЕМ надає можливість вивчення об'ємних зразків з найбільшим зовнішнім розміром яких становить 3 мм. Товщина досліджуваних зразків не повинна перевищувати 0,2 мкм. Місце в зразку, що представляє інтерес для вивчення, має бути прозоро для пучка проходять електронів, тобто його товщина не більше 50 нм – 70 нм.

Метод просвічуючої електронної мікроскопії (ПЕМ) застосовується для характеристики структури матеріалу, як в об'ємі зразка, так і в його приповерхневої області. ПЕМ – один з найбільш високоінформативних методів дослідження, використовуваних в матеріалознавстві [30].

Електронний пучок, що йде врозріз від джерела, перетворюється конденсорні лінзами, і потім потрапляє на досліджуваний зразок, який поміщається поблизу полюсного наконечника об'єктивної лінзи. Змінюючи струм в котушці проміжної лінзи, можна змінювати її фокусна відстань, так що на флуоресцентного екрані мікроскопа буде фокусуватися або площину самого досліджуваного об'єкта, або задня фокальна площину об'єктивної лінзи. У першому випадку ми будемо спостерігати збільшене зображення структури зразка. У другому на екрані мікроскопа буде видна дифракційна картина (дифрактограмі, електронограмма), відповідна висвітлюваного електронами ділянці зразка [30].

З числа електронних пучків, що виходять від зразка - минулого і кількох дифрагованих - не всі досягають екрану і беруть участь у формуванні зображення.

Вибір пучка, що створює зображення, здійснюється за допомогою

апертурними діафрагми, розташованої в задній фокальній площині об'єктивної лінзи. Якщо зображення формується тільки прямим (тобто прошедшим) пучком, таке зображення називається світлопольним. У разі, коли апертурна діафрагма пропускає один з дифрагированих пучків, зображення називається темнопольним. Інтенсивності пучків, виходять з зразка, визначаються процесами розсіювання і поглинання, і залежать від структури і складу зразка, його товщини, орієнтації, довжини хвилі випромінювання [30].

Можливість одночасно із зображенням мікроструктури зразка спостерігати картину дифракції електронів (або, іншими словами, спостерігати перетину зворотного решітки зразка) дозволяє отримувати цінну інформацію про симетрії кристалічної решітки та дефектах структури досліджуваного матеріалу. Зіставлення мікрофотографії з картинами електронної дифракції дає можливість співвідносити елементи мікроструктури з тієї чи іншої кристалічної або аморфної фази, ідентифікованої на електронограмі.

Метод ПЕМ з дозволяє вирішувати наступні завдання:

- характеристика структури зразка в обсязі і на поверхні;
- визначення якісного фазового складу зразка;
- визначення орієнтаційних співвідношень між елементами структури зразка.

У формуванні зображення в трансмісійному електронному мікроскопі беруть участь тільки ті електрони, які після проходження через об'єкт розсіюються на порівняно малі кути; електрони, які розсіюються на великі кути, затримуються апертурною діафрагмою і не беруть участі у формуванні зображення. Тому важливою умовою для спостереження в трансмісійній електронній мікроскопії є товщина об'єкта, яка не може перевищувати 100 нм, а зазвичай становить від 20 нм до 30 нм [30]. Принципову схему трансмісійного мікроскопа наведено на рис. 2.8.

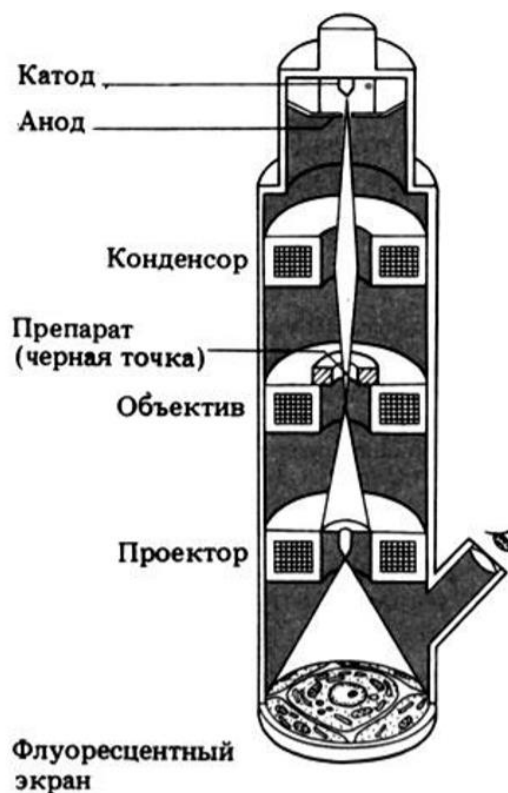


Рисунок 2.8 – Принципова схема трансмісійного електронного мікроскопа [31]

### 2.3 Висновки до розділу 2

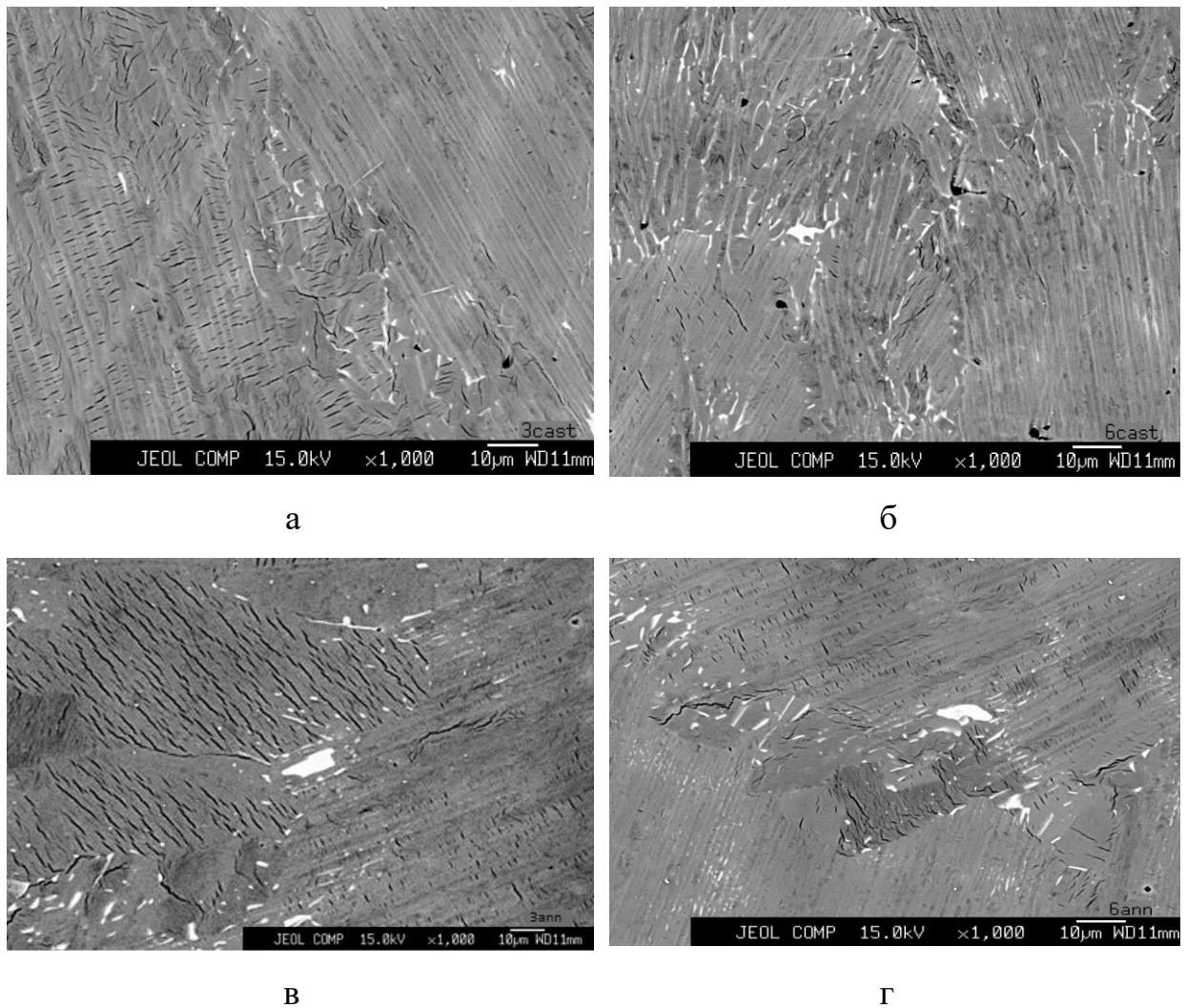
1. Обґрунтовано вибір об'єкту досліджень, та обраний відповідно до формули 2.1 хімічний вміст досліджуваних сплавів
2. Встановлено комплексну методику дослідження властивостей сплавів, що полягає в визначенні фазового складу рентгено фазовим аналізом, визначенні рівня механічних властивостей за допомогою ряду механічних випробувань

### 3. ОБГОВОРЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ

#### 3.1 Растрова електронна мікроскопія

Для визначення структури досліджуваних матеріалів була виконана растрова електронна мікроскопія за методикою, описаною в розділі 2.

Результати растрової електронної мікроскопії наведені на (рис. 3.1, рис. 3.2)



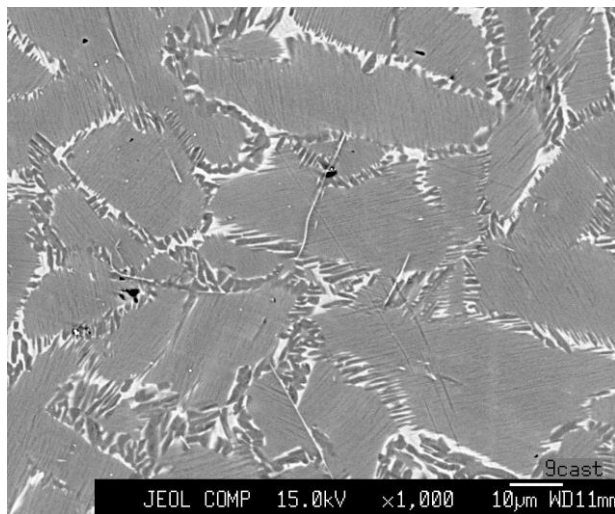
а –  $\text{Ti}_{47,4} \text{Al}_{47} \text{Nb}_4 \text{Cr}_{0,1} \text{Mo}_1 \text{B}_{0,1}$ , б –  $\text{Ti}_{47,5} \text{Al}_{47} \text{Nb}_4 \text{Cr}_{0,5} \text{Mo}_1$ ,

в –  $\text{Ti}_{50,9} \text{Al}_{44} \text{Nb}_{3,5} \text{Cr}_{0,5} \text{Mo}_1$ , г –  $\text{Ti}_{50,4} \text{Al}_{44} \text{Nb}_{4,5} \text{Mo}_1 \text{B}_{0,1}$

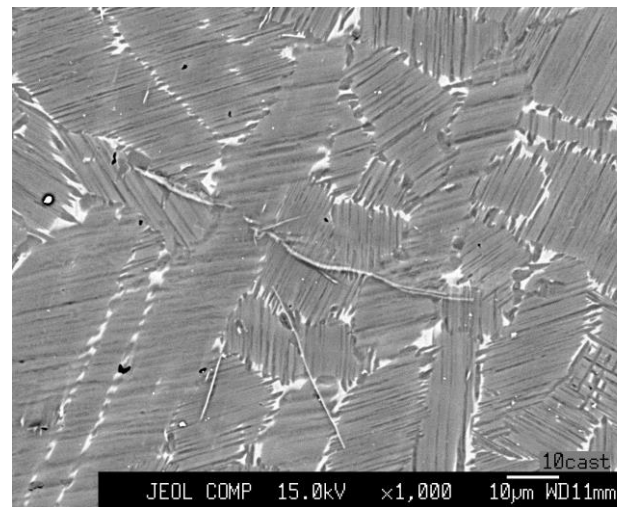
Рисунок 3.1 – Результати растрової електронної мікроскопії литих сплавів

На знімках можна побачити  $\beta_0$  фазу білого кольору,  $\alpha_2$  фазу сірого та  $\gamma$

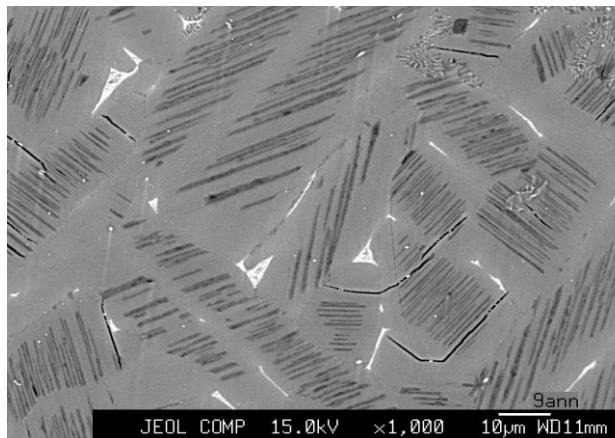
фазу темно-сірого кольору. В литих та відпалених сплавах з 44 % алюмінію зерна складаються з  $\alpha_2 + \gamma$  ламілярних колоній. На границях зерен розташовується  $\beta_0$  фаза та  $\gamma$  глобуляри, які в свою чергу зникають при відпалі і створюють  $\gamma$  ламелі. Також слід зазначити що після відпалу в зразках з меншим вмістом алюмінію зменшується кількість  $\beta_0$  фази. Але це може бути пов'язане з не правильно підбраною контрастністю електронно мікроскопічного зображення.



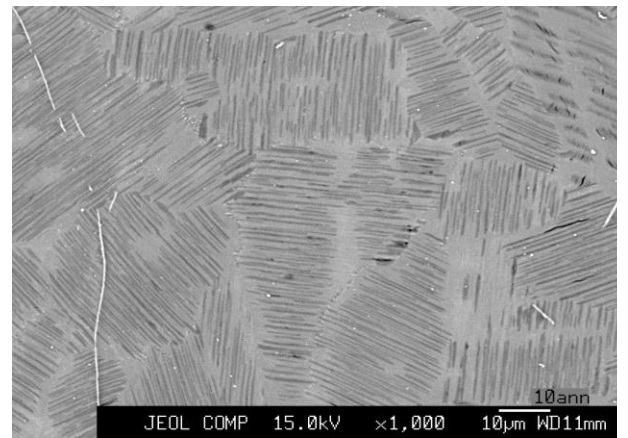
А



Б



В



Г

а –  $\text{Ti}_{47,4} \text{Al}_{47} \text{Nb}_4 \text{Cr}_{0,1} \text{Mo}_1 \text{B}_{0,1}$ , б –  $\text{Ti}_{47,5} \text{Al}_{47} \text{Nb}_4 \text{Cr}_{0,5} \text{Mo}_1$ ,

в –  $\text{Ti}_{50,9} \text{Al}_{44} \text{Nb}_{3,5} \text{Cr}_{0,5} \text{Mo}_1$ , г –  $\text{Ti}_{50,4} \text{Al}_{44} \text{Nb}_{4,5} \text{Mo}_1 \text{B}_{0,1}$

Рисунок 3.2 – Результати растрової електронної мікроскопії для відпалених сплавів

В сплавах з 47 % алюмінію в литих та відпалених зразках структура також складається з  $\alpha_2 + \gamma$  ламілярних колоній та  $\beta_0$  фази на границях зерен.

В обох випадках  $\alpha_2 + \gamma$  ламельна структура утворилася під час розпаду високотемпературних фаз  $\beta$  та  $\alpha$ .

Вище описана структура повністю відповідає структурі модельних сплавів, що описується в попередніх роботах [14, 32]. Таким чином, від досліджуваних матеріалів можна очікувати аналогічного рівня фізичних та механічних властивостей.

### 3.2 Рентгенофазовий аналіз

Результати рентгенофазового аналізу представлені в табл. 3.1.

Таблиця 3.1 – результати рентгенофазового аналізу литих та відпалених

№ сплаву	Хімічний склад	$\gamma$ – AlTi (%)	$\alpha_2$ - Ti <sub>3</sub> Al (%)	$\beta_0$ - Ti (%)
3 Литий	Ti <sub>47,4</sub> Al <sub>47</sub> Nb <sub>4</sub> Cr <sub>0,1</sub> Mo <sub>1</sub> B <sub>0,1</sub>	84	11	5
3 Відпалений	Ti <sub>47,4</sub> Al <sub>47</sub> Nb <sub>4</sub> Cr <sub>0,1</sub> Mo <sub>1</sub> B <sub>0,1</sub>	80	14	6
6 Литий	Ti <sub>47,5</sub> Al <sub>47</sub> Nb <sub>4</sub> Cr <sub>0,5</sub> Mo <sub>1</sub>	82	12	6
6 Відпалений	Ti <sub>47,5</sub> Al <sub>47</sub> Nb <sub>4</sub> Cr <sub>0,5</sub> Mo <sub>1</sub>	86	7	5
9 Литий	Ti <sub>50,9</sub> Al <sub>44</sub> Nb <sub>3,5</sub> Cr <sub>0,5</sub> Mo <sub>1</sub> B <sub>0,1</sub>	64	27	9
9 Відпалений	Ti <sub>50,9</sub> Al <sub>44</sub> Nb <sub>3,5</sub> Cr <sub>0,5</sub> Mo <sub>1</sub> B <sub>0,1</sub>	53	40	7
10 Литий	Ti <sub>50,4</sub> Al <sub>44</sub> Nb <sub>4,5</sub> Mo <sub>1</sub> B <sub>0,1</sub>	52	42	5
10 Відпалений	Ti <sub>50,4</sub> Al <sub>44</sub> Nb <sub>4,5</sub> Mo <sub>1</sub> B <sub>0,1</sub>	48	47	5

Проведені дослідження виявили, що в сплавах з 47 % Al на 30 % – 40 % більше  $\gamma$  фази ніж в сплавах з 44 % Al. Майже в усіх сплавах однакова кількість  $\beta_0$  фази, що не типово для даного типу матеріалів. Як було виявлено в попередніх роботах [4] зі збільшенням вмісту алюмінію зменшується кількість  $\beta_0$  фази. Це може бути пов'язано з правильно підібраними кількістю та типом бета стабілізаторів. Також можна помітити, що в сплаві №9 вміст  $\beta_0$  фази найвищий, а саме 9 % в литому стані і 7% у відпаленому. Іншою причиною

може бути складність ідентифікації фази в зв'язку зі співпадінням розташування найбільших піків бета та гама фаз.

Для матеріалів з 47 % Al спостерігається кореляція з результатами РЕМ. Для сплавів з 44 % Al ступінь відповідності менший особливо для бета фази. Що ще раз підтверджує необхідність проведення додаткових досліджень для уточнення результатів.

### 3.3 Механічні випробування

Випробування на розтяг при підвищених температурах дозволило провести ретельний порівняльний аналіз параметрів міцності в діапазоні температур, що наближаються до робочих температур елементів конструкцій авіаційних двигунів. На рис. 3.3, наведені серії кривих навантаження всіх досліджених за температур 700 °C та 750 °C матеріалів, як в литому (рис. 3.3 а, б) так і у відпаленому (рис. 3.3 в, г) станах.

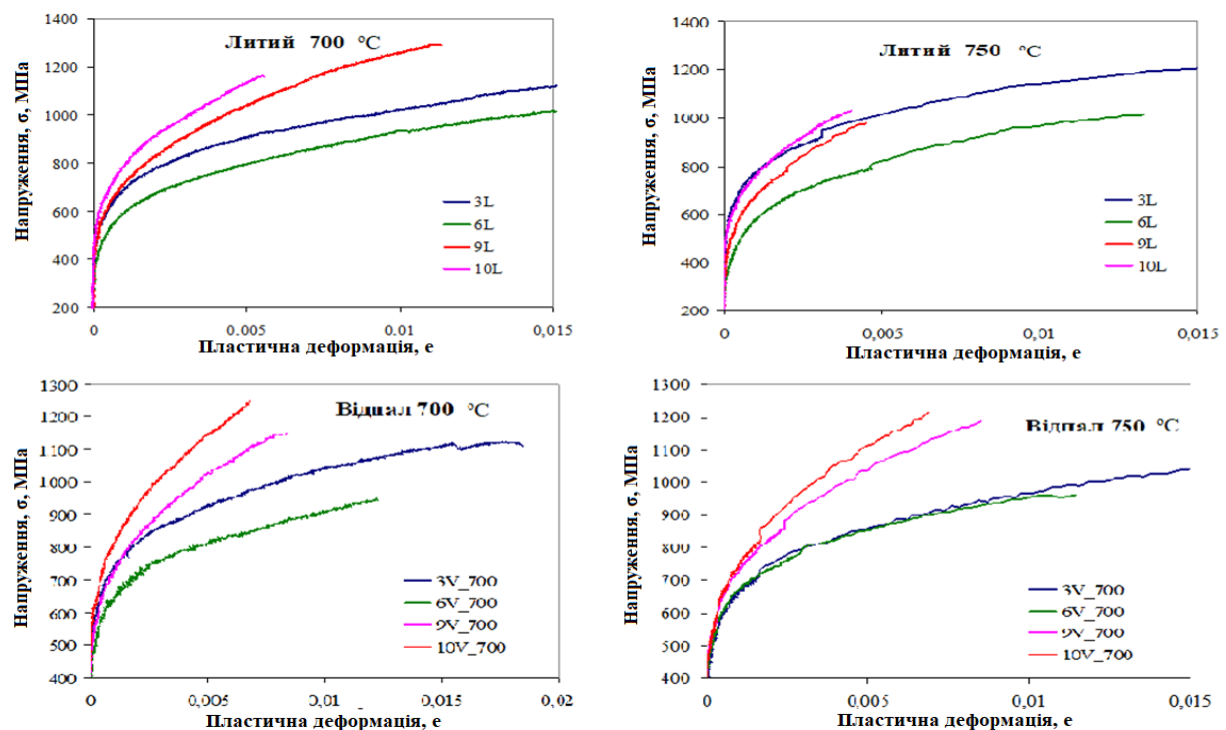


Рисунок 3.3 – Криві деформаційного зміцнення для відпалених та литих зразків при температурах 700 °C та 750 °C

Як видно з рис 3.3, параметри міцності залишаються достатньо високими в усьому дослідженому діапазоні температур. Поряд з зазначеними загальними рисами, слід звернути увагу на відмінності механічної поведінки досліджених сплавів. Як і у випадку описаному [4], сплави з 47 % Al значно більш пластичні, ніж сплави з 44 % Al. Суттєва відмінність в пластичності сплавів з різним вмістом алюмінію може бути пов'язана з різною схильністю до деформаційного зміцнення внаслідок різного фазового складу (співвідношення  $\alpha_2$  та  $\gamma$  фази). Навіть загальний вигляд діаграм навантаження, наведених на рис. 3.3, вказує на те, що сплави з 44 % Al зміцнюються значно швидше, ніж сплави з 47 % Al. Цей ефект спостерігається як в литому так і в загартованому станах при всіх досліджених температурах випробувань.

Для кількісного порівняння швидкості зміцнення було проведено перерахунок діаграм навантаження в координати «швидкість зміцнення – деформація ( $d\sigma/de - e$ )». Перерахунок виконувався для загартованих зразків, які були випробувані при температурі 700 °C (рис. 3.4).

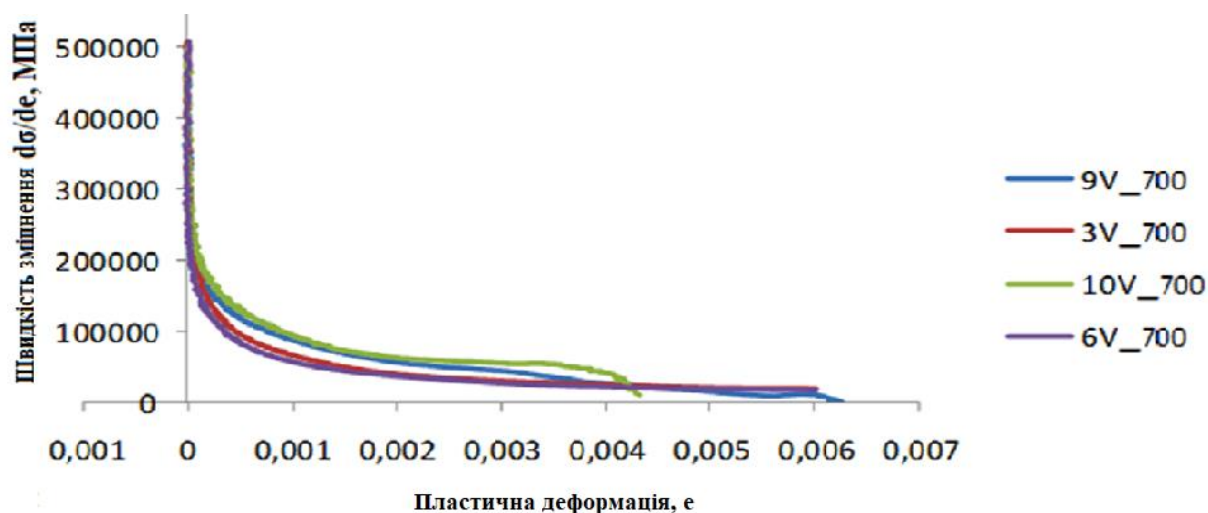


Рисунок 3.4 – Залежність швидкості зміцнення від деформації

З наведених на рис.3.4 даних видно, що на границі розрізнення ( $e \sim 10^{-4}$ ) швидкість зміцнення сягає 500 ГПа, для сплавів з 44 % Al та 250 ГПа в сплавах з 47 % Al. В обох випадках швидкість зміцнення різко зменшується зі збільшенням ступеня деформації, досягаючи при деформації  $e = 0,005$  (або



$\varepsilon = 0,5\%$ ) значень 40 ГПа – 50 ГПа для 44 % Al та 20 ГПа для 47 % Al.

Слід звернути увагу на декілька загальних особливостей поведінки похідних:

- в дослідженому діапазоні деформацій швидкість постійно зменшується із зростанням деформації аж до моменту руйнування.
- при однаковому ступеню деформації значення швидкості зміцнення сплавів з 44 % Al значно вищі, ніж у сплавів з 47 % Al. Отже, як наслідок сплав з більшим вмістом алюмінію матиме більшу деформацію до руйнування.

Температурна залежність кривих деформаційного зміцнення під час випробовування на трьох точковий згин для сплаву з 44 % Al наведена на рис. 3.5.

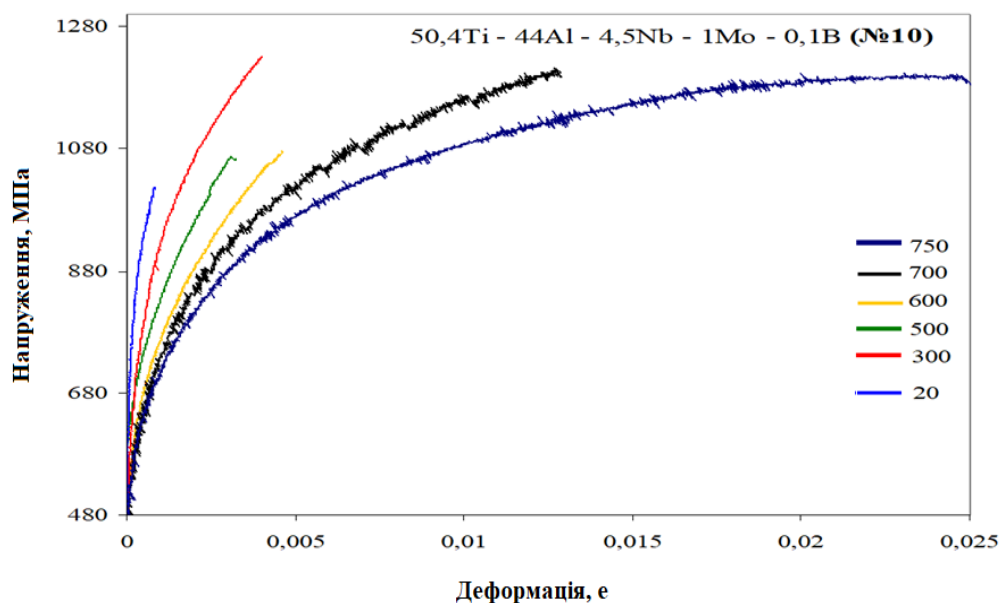


Рисунок 3.5 – Температурна залежність кривих деформаційного зміцнення для сплаву з 44 % Al

З наведених даних видно, що, як і у випадку модельних сплавів, матеріали з малим вмістом алюмінію демонструють температурну чутливість кривих зміцнення. Зі збільшенням температури зростає деформація до руйнування згідно рівнянню (2.6).

Аналогічні дослідження, що проведені на перспективних сплавах з 47 % Al, продемонстрували інший характер температурної залежності кривих зміцнення, наведені на рис. 3.6. Результати механічних випробувань свідчать про те, що, для даного класу сплавів температурна чутливість практично відсутня (або спостерігається в обмеженому інтервалі поблизу кімнатної температури).

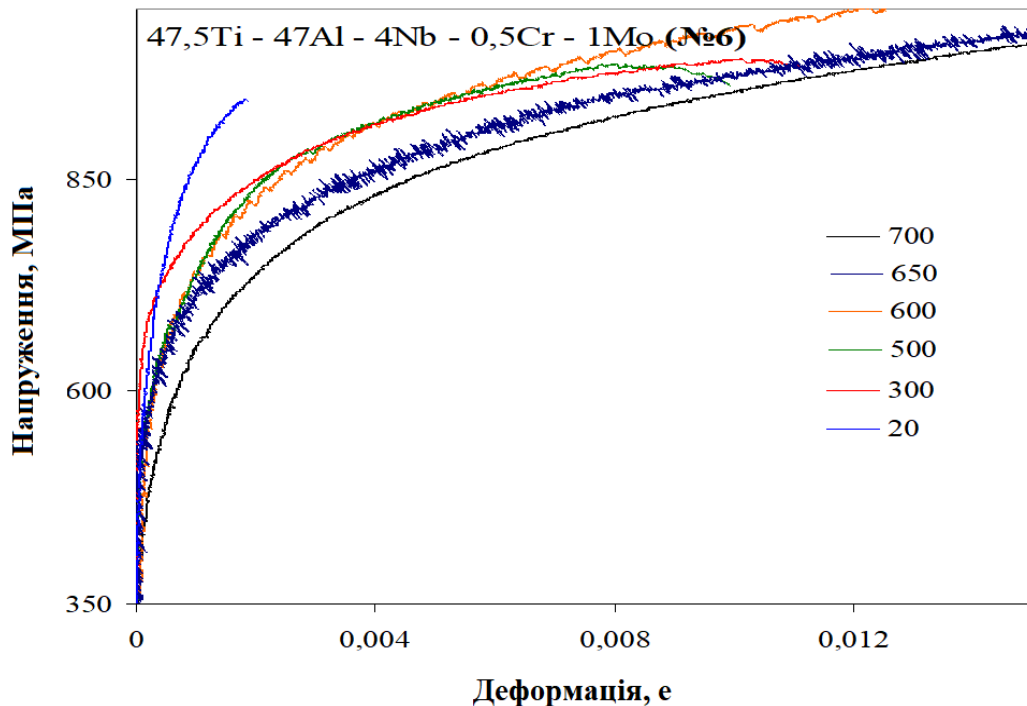


Рисунок 3.6 – Температурна залежність кривих деформційного зміцнення для сплаву з 44 % Al

Такий характер механічної поведінки збігається з тим, який спостерігається на модельних сплавах, що мають в своєму складі 48 % Al.

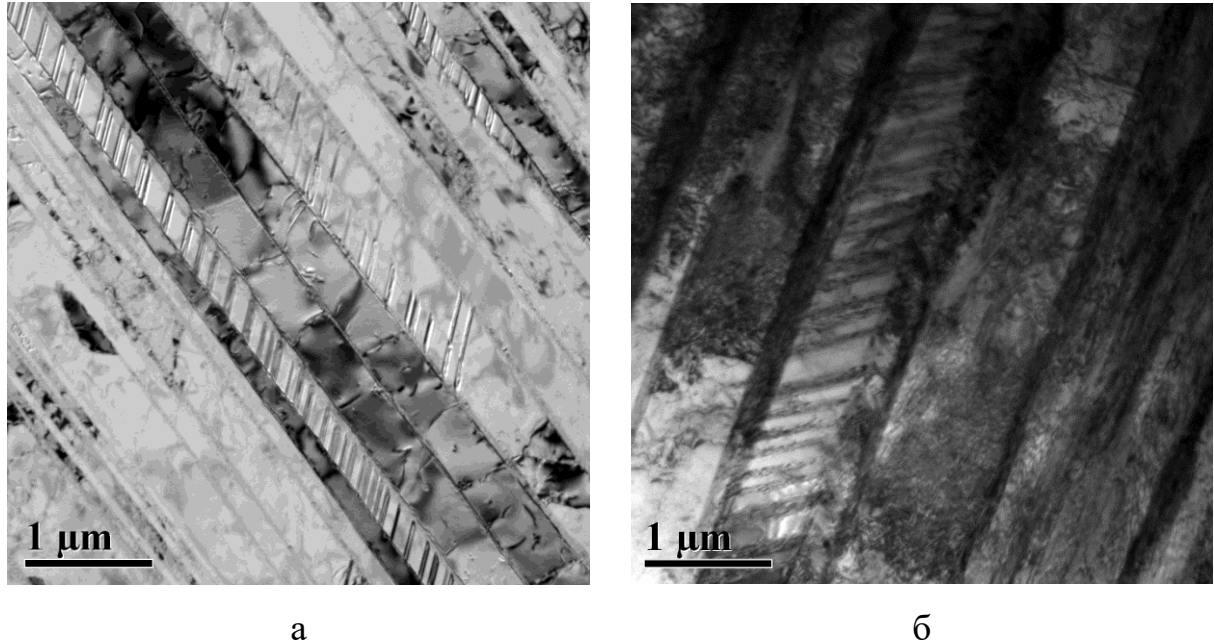
Таким чином досліджувані сплави можуть мати більшу стабільність експлуатаційних характеристик.

### 3.4 Просвічуюча електронна мікроскопія

За попередніми результатами можна стверджувати що сплав з 47 % Al є найперспективнішим серед досліджуваних сплавів. Тому було проведено

додатковий аналіз на просвічуючу електронну мікроскопію (рис. 3.7) зразок з вмістом 47 % Al після розтягу, за деформації 7 % та 30 %.

Результати ПЕМ представлені на рис. 3.7.



а – 7% деформації, б – 30% деформації

Рисунок 3.7 – Просвічуюча електронна мікроскопія зразка

$\text{Ti}_{47.5} \text{Al}_{47} \text{Nb}_4 \text{Cr}_{0.5} \text{Mo}_1$

Як можна побачити з рис. 3.7 мікро структура сплаву являє собою  $\alpha_2 + \gamma$  ламельну структуру. В  $\gamma$  фазі можна спостерігати двійникування з певним чергуванням. Контрастні частини однієї фази, пояснюються напруженнями які затемнюють зображення. Саме створення двійників з таким чергуванням може забезпечувати збільшення пластичності за рахунок стримлювання напружень які виникають. При збільшенні деформації від 7 % до 30 % спостерігається збільшення ламерей приблизно в 2 рази. Також протікають нормальні реакції для пластичної деформації, а саме: відбувається фрагментація, формування лісу дислокацій та комірок.

Отже, локалізація напружень двійниками в даному класі матеріалів дозволяє збільшити деформацію до руйнування.

### 3.5 Висновки до розділу 3

1. Для сплавів з 47 % Al характерна чітка відповідність між результатами структурного та фазового аналізу й рівнем механічних характеристик.
2. Для сплавів з 44 % Al співвідношення структурних компонентів не завжди відповідає фазовому складу внаслідок складності ідентифікації результатів експерименту.
3. Сплави з 47 % Al значно більш пластичні, ніж сплави з 44 % Al. Суттєва відмінність в пластичності сплавів з різним вмістом алюмінію може бути пов'язана з різною схильністю до деформаційного зміцнення яка значно вища у сплавів з 44 % Al.
4. В усіх досліджених зразках швидкість зміцнення постійно зменшується із зростанням деформації аж до моменту руйнування.
5. В усіх випадках при однаковому ступеню деформації значення швидкості зміцнення сплавів з 44 % Al значно вищі, ніж у сплавів з 47 % Al.
6. Термічна стабільність сплавів 47 % Al підтверджує їх перспективність використання в заданих умовах експлуатації.

## 4 РОЗРОБКА СТАРТАП – ПРОЕКТУ

### 4.1 Актуальність

Метою стартап проекту є визначення перспектив реалізації, проведення маркетингового аналізу стартап-проекту, та визначення можливостей його ринкового впровадження.

Ідея даного проекту являє собою розроблення та впровадження технології виготовлення економічно вигідного та довготривалого в використанні класу матеріалів на основі потенційно перспективних сплавів алюмініду титану, за рахунок створення стабільної структури та врівноваження фазового складу в матеріалі.

Використання цього класу матеріалів передбачає за собою, використання при робочих температурах 600 °C - 800 °C, та відносно великих степенях навантаження, тому забезпечивши стабільність роботи можна подовжити терміни використання, що буде економічно вигіднішим.

### 4.2 Опис ідеї проекту

В межах підпункту проаналізовано такі аспекти:

- зміст ідеї;
- можливі напрямки застосування;
- основні вигоди, що може отримати користувач товару;
- чим відрізняється від існуючих аналогів та замінників.

Опис ідеї стартап-проекту наведено в табл. 4.1.

Таблиця 4.1 – Опис ідеї стартап-проекту

Зміст ідеї	Напрямки застосування	Вигоди для користувача
Створення елементів конструкцій для двигунів широкого використання зі сплаву третього покоління TiAl	Машинобудівна промисловість	Отримання довговічного матеріалу за рахунок стабільності його використання, з високими показниками міцності, що веде до економічної вигідності
	Аеро - космічна промисловість	

Технологічну здійсненність ідеї проекту висвітлено у таблиці 4.2.

Таблиця 4.2 – Технологічна здійсненність ідеї проекту

Технології її реалізації	Наявність технологій	Доступність технології
Виливка	Технологія наявна	Технологія доступна
Відпал в вакуумі за температури 950 °C	Технологія наявна	Технологія доступна
Охолодження відбувається у вимкненій печі	Технологія наявна	Технологія доступна

Гранична потреба в розробці нової енергоефективної та природоохоронної політики потребує принципово нових підходів до створення матеріалів нового покоління. Швидке поширення глобальної економічної сітки та підвищення її мобільності створює важливе соціальне та економічне підґрунтя для захисту клімату та раціонального використання обмежених природних ресурсів. В цьому контексті велика кількість програм на політичному та науково – технічному рівнях, започаткованих в усьому світі, направлені на зменшення викидів від літаків та автомобільних трафіків. Зокрема, Євро спільнота запровадила суворі умови відносно дозволених викидів як від аеро двигунів, так і від автомобільних моторів, які базуються на принципі згоряння. Одночасно зі збільшенням загальної економічної ефективності, яка сприяє зменшенню згоряння палива і, як наслідок, знижує викиди CO<sub>2</sub> та NO<sub>x</sub>, та може забезпечити суттєве зниження рівня гомону. Тому наступну генерацію аеро та автомобільних двигунів необхідно створювати з урахуванням вище зазначених вимог, зменшуючи вплив на довкілля. На доданок до існуючої та покращеної концепції конструювання, використання нових високотемпературних легких структурованих матеріалів таких, як інтерметаліди на базі γ-TiAl, грає визначальну роль [33]

Сплави другої генерації знайшли своє місце серед легких структурованих матеріалів промислового застосування. В 1999 році Місубішу Мотор корпорація оснастила Лансер Еволюшн VI Турбо колесами з TiAl [9].

Кілька років по тому в 2002 році подібні TiAl колеса були поставлені на швидкісні машини [34]. В Авіаційній індустрії в 2011 році Дженерал Електрик(GE) встановив лопатки для обслуговування останньої секцією турбін низького тиску в моторах [1]. Та пізніше Прат та Уїтні встановив TiAl в останню секцію механічного турбонаддувного насосу GTF. Рис. 4.1 схематично демонструє GTFконцепцію [14]. Ключовий компонент з використанням TiAl дозволяє зменшити коробку передач, що дозволяє поєднати обертання з оптимальними швидкостями: як низькі швидкості для вентилятору так і великі для LPT. Щоб підтримати високу швидкість LPT матеріал лопаток повинен мати малу густину, велику міцність та здатний витримати великі механічні напруження, достатня пластичність при RT також необхідна. Крім того значний опір повзучості потрібен  $\gamma$ - TiAl сплавам з мікро та наноструктурою [14].

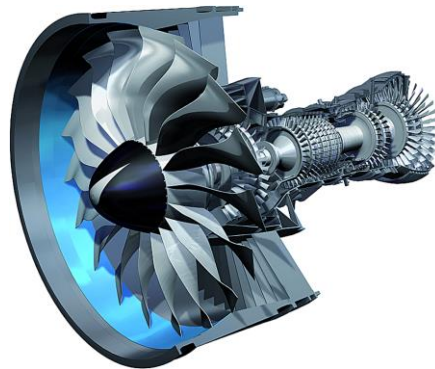


Рисунок 4.1 - Переріз турбіни Geared Turbofan мотора [14]

Аналізуючи ці дані, можна зробити висновок, що можливість реалізації проекту існує, оскільки дана технологія наявна на ринку та доступна для реалізації.

### 4.3 Розрахунок собівартості проведення дослідження

Робота виконувалася на кафедрі фізики металів КПІ ім. Ігоря Сікорського. Планова собівартість визначається за наступними видатковими статтями:

- 1) витрати на основні матеріали;

- 2) витрати на спец обладнання, необхідне для проведення експерименту;
- 3) витрати на заробітну платню персоналу;
- 4) відрахування в соцстрах;
- 5) витрати на службові відрядження;
- 6) витрати на послуги сторонніх організацій;
- 7) інші невраховані прямі витрати по темі;
- 8) накладні витрати.

#### 4.3.1 Витрати на основні матеріали

Визначення витрат на матеріали, які необхідні для проведення експерименту, проводяться виходячи із вартості та необхідної кількості матеріалів. Дані про основні матеріали, які необхідні для проведення експерименту наведені в табл. 4.3.

Таблиця 4.3 – Вартість основних матеріалів

Найменування матеріалів	Одиниця вимірювання	Кількість	Ціна, грн.	Сума, грн.
1. Чистий Ti	кг.	0,1	500	50
2. Чистий Al	кг.	0,1	150	15
3. Чистий Cr	кг.	0,1	312	31.2
4. Чистий Nb	кг.	0,1	2000	200
5. Чистий Mo	кг.	0,1	1254	125.4
6. Чистий V	кг.	0,1	6524	652.4
В цілому				1074

Транспортні витрати приймаємо в розмірі 10 % від ринкової вартості:  
 $1074 \cdot 0,1 = 107,4$  грн.

Повна сума витрат на матеріали:  $1074 + 107,4 = 1181,40$  грн.



### 4.3.2 Витрати на спеціальне обладнання та прилади

Всі роботи виконуються на вже наявному обладнанні. Витрати на утримання та експлуатацію обладнання відносяться до накладних витрат.

### 4.3.3 Зарплата виконавців по темі, основна та додаткова

Витрати за цією статтею складаються з основного та додаткового фонду заробітної плати.

Розрахунок витрат основної заробітної платні ведеться на основі даних по трудомісткості виконання окремих етапів дослідження та денної заробітної платні виконавців (табл. 4.4).

Таблиця 4.4 – Розрахунок денної заробітної платні виконавців теми

Виконавець	Місячний оклад, грн	Денна ЗП, грн.
Відповідальний виконавець теми, провідний науковий співробітник	10572	341,03
Інженер-дослідник	6029	194,48
Механік	4410	142,25

Тривалість різних етапів виконання дослідження наведена в табл. 4.5.

Таблиця 4.5 – Трудомісткість різних етапів виконання науково дослідницької роботи

Етапи НДР	Трудомісткість, людино/день		
	Відповідальний виконавець теми, провідний науковий співробітник	Інженер-дослідник	Лаборант
1. Постановка задачі та визначення напрямів дослідження	1	3	-
2. Вивчення літератури	-	15	-
2. Розробка методики проведення робіт	6	9	7
4. Підготування зразків	-	-	5
5. Підготовка обладнання	-	5	3

Продовження таблиці 4.5

Етапи НДР	Трудовісткість, людино/день		
	Відповідальний виконавець теми, провідний науковий співробітник	Інженер-дослідник	Лаборант
6. Рентгенофазовий аналіз	-	10	10
7. Випробування на стиснення	-	10	10
8. Циклічні випробування	-	10	10
9. Обробка експериментальних результатів	-	25	7
10. Обговорення результатів	7	5	3
11. Оформлення результатів	5	10	5
Разом	19	102	60

Сума прямого та додаткового фондів заробітної платні: ПФЗ + ДФЗП =  
 $= 19 \cdot 341,03 + 102 \cdot 194,48 + 60 \cdot 142,25$  грн.

Додатковий фонд заробітної платні (ДФЗП) складає 30 % від прямого фонду  
 $\text{ДФЗП} = \text{ПФЗП} \cdot 0,3 = 10455,46$  грн.

Сума прямого та додаткового фондів заробітної платні ПФЗП + ДФЗП =  
 $34851,53 + 10455,46 = 45306,99$  грн.

#### 4.3.4 Відрахування на соціальні заходи

На сьогоднішній день відрахування на соціальні заходи у відсотках від суми прямого та додаткового фондів заробітної плати, тобто від повного фонду заробітної плати, складають 22 %

Таким чином, відрахування на соціальні заходи складуть:  $V_c = (\text{ПФЗП} + \text{ДФЗП}) \cdot 0,22 = 45306,99 \cdot 0,22 = 9967,54$  грн

#### 4.3.5 Витрати на службові відрядження

Згідно з планом даного дослідження службові відрядження не передбачаються.

#### 4.3.6 Витрати на послуги сторонніх організацій

Згідно з планом даного дослідження послуги сторонніх організацій не передбачаються.

#### 4.3.7 Інші прямі невраховані витрати

Витрати по цій статті визначаються у розмірі 10 % від суми всіх врахованих планових прямих витрат по темі:  $P_n = (45306,99 + 10710,79 + 1181,40) \cdot 0,1 = 5719,85$  грн.

#### 4.3.8 Накладні витрати

До накладних витрат відносять:

- адміністративну заробітну плату - управлінського персоналу, господарського та обслуговуючого персоналу з нарахуванням органам страхування;
- витрати на придбання експериментального обладнання та приладів;
- витрати по охороні праці та на техніку безпеки;
- амортизація приладів, устаткування та установок;
- витрати на воєнізовану охорону;
- інші загальногосподарські та дослідницькі витрати, тощо.

За нормативами для КПІ ім. Ігоря Сікорського величина накладних витрат складає 20 % від основної заробітної платні персоналу науково дослідної роботи:  $H_v = 34851,53 \cdot 0,2 = 6970,31$  грн.

#### 4.3.9 Планова кошторисна вартість дослідження

Зроблені розрахунки дозволяють визначити загальну планову кошторисну вартість виконання дослідження. Плановий кошторис витрат по темі досліджень наведено в табл. 4.6.

Таблиця 4.6 – Планова кошторисна вартість дослідження

Назви калькуляційних статей	Позначення	Сума		Примітки
		грн.	% до загального	
Пряма та додаткова зарплатня персоналу	З <sub>пд</sub>	45306,99	65,52	За розрахунком
Відрахування на соціальні заходи	В <sub>с</sub>	9967,54	14,42	22 % від ЗП
Витрати на матеріали	С <sub>м</sub>	1181,40	1,71	За розрахунком
Витрати на обладнання	С <sub>об</sub>	-	-	Не планується
Витрати на службові відрядження	С <sub>в</sub>	-	-	Не планується
Роботи та послуги сторонніх організацій	С <sub>і</sub>	-	-	Не планується
Інші невраховані прямі витрати по темі	П <sub>н</sub>	5719,85	8,27	10% від врахованих прямих витрат
Накладні витрати	Н <sub>в</sub>	6970,31	10,08	20 % від основної заробітної плати
Разом	з	69146,09	100	-

#### 4.4 Аналіз ринкових можливостей запуску стартап-проекту

Визначення ринкових можливостей (табл. 4.7), які можна використати під час ринкового впровадження проекту, та ринкових загроз, які можуть перешкодити реалізації проекту, дозволяє спланувати напрями розвитку проекту із урахуванням стану ринкового середовища, потреб потенційних клієнтів та пропозицій проектів-конкурентів.

Таблиця 4.7 – Попередня характеристика потенційного ринку стартап-проекту

№ п/п	Показники стану ринку (найменування)	Характеристика
1	Кількість головних гравців, од.	5
2	Загальний обсяг продаж, грн/ум.од.	74564
3	Динаміка ринку	Зростає

Продовження таблиці 4.7

№ п/п	Показники стану ринку (найменування)	Характеристика
4	Наявність обмежень для входу	Існує ймовірність, що на момент виходу на ринок будуть компанії, які утворюють олігополію. Складно територіально віднайти місце з мінімальною кількістю конкурентів.
5	Вимоги до стандартизації та сертифікації	Немає
6	Середня норма рентабельності в галузі, %	23

Для визначення потенційних груп клієнтів та їх характеристики, формуємо орієнтовний перелік вимог до товару для кожної групи (табл. 4.8).

Таблиця 4.8 – Характеристика потенційних клієнтів стартап-проекту

№ п/п	Потреба, що формує ринок	Цільова аудиторія	Відмінності у поведінці різних потенційних цільових груп клієнтів	Вимоги споживачів до товару
1	Збільшення строку служби елементів конструкцій двигунів та турбін	Машинобудівні та авіакосмічні компанії	Висококваліфікований персонал; Швидкість обслуговування; Сучасні технології та техніка; Обслуговування (гарантія на роботу).	до послуги: якість, швидкість виконання; до компанії постачальника: кваліфікація персоналу.

Після визначення потенційних груп клієнтів проводиться аналіз ринкового середовища: складаються таблиці факторів, що сприяють ринковому впровадженню проекту, та факторів, що йому перешкоджають (табл. № 4.9 - 4.10). Фактори в таблиці подаються в порядку зменшення

значущості.

Таблиця 4.9 – Фактори загроз

Фактор	Зміст загрози	Можлива реакція компанії
Загроза появи нових конкурентів	Нові конкуренти приносять у галузь нові виробничі потужності й прагнуть добути частку ринку збуту, знижуючи тим самим позиційний прибуток.	Через конкуренцію можливе зниження загальної прибутковості в даній галузі. Для збереження конкурентоспроможності необхідні додаткові витрати на рекламу, НДДКР, організацію продаж.
Наявність товарів-замінників	Обмежує ймовірну ринкову ціну нашого підприємства	Вищі ціни змушують покупців звернутися до замінника, що знизить обсяг продажу та виробництва в галузі.
Нестабільність політичної та економічної ситуації	Зменшення інвестування та попиту	Приймання участі у програмах, в тому числі міжнародних, для залучення додаткових інвестицій

Таблиця 4.10 – Фактори можливостей

Фактор	Зміст можливості	Можлива реакція компанії
Розвиток НДДКР	Невеликі підприємства є рушійною силою для створення та впровадження новітніх технологій.	Новітні технології сприяють зменшенню собівартості послуги; збільшенню обсягів продажу; підвищенню якості послуги або створенню нової.

Таким чином, ми визначили середні значення впливу появи нових конкурентів, сили впливу товарів-замінників, покупців, постачальників, інтенсивності конкуренції між підприємствами.

На основі аналізу факторів загроз та факторів можливостей маркетингового середовища складаємо перелік ринкових загроз та ринкових можливостей.

Ринкові загрози та ринкові можливості є наслідками впливу факторів і мають певну ймовірність здійснення.

#### **4.6 Формування системи збуту**

Важливим кроком у проектуванні стартап-проекту є визначення оптимальної системи збуту. У даному випадку варто звернутися як і до власного збуту (без посередників), так і до залученої системи збуту (з посередниками). Також при певних умовах підприємство може звернутися до таких збутових операцій, як кліринг (система безготівкових розрахунків за товари, цінні папери та послуги, що побудована на урахуванні взаємних зобов'язань та вимог) та бартер.

При виборі програми збуту варто звернути увагу на те, що цільова аудиторія включає переважно осіб із середнім рівнем доходів. Таким чином, реклама та збут можуть збільшити витрати, які прямо чи опосередковано впливають на вартість послуги, не більше, ніж на 10 %. Зважаючи на вищевказане, каналами збуту можуть бути реклама в Інтернеті (соціальні мережі, дошки безкоштовних оголошень тощо), рекламні листівки, банери та інші відносно недорогі види реклами.

#### **4.7 Висновки до розділу 4**

1. Була проведена оцінка ринкових можливостей стартап-проекту «розробка технології створення сплавів на основі третього покоління TiAl для забезпечення стабільності роботи конструкцій».

2. Впровадження проекту є перспективним, широкий ринок пропонує матеріалів для деталей авіа та автомобільної техніки, оскільки воно пов'язане з збільшенням строків служби транспортних засобів, та збільшення безпеки за рахунок стабільності роботи елементів конструкцій. Проект потребує подальших досліджень для проведення повної оцінки його ринкових спроможностей.

## **5 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ**

В Україні Приділяється особлива увага охороні праці. Охорона праці – це система соціально-економічних, правових, організаційно-технічних, лікувально-профілактичних і санітарно-гігієнічних заходів та засобів, спрямованих на збереження життя, здоров'я і працездатності людини у процесі трудової діяльності [35].

Законодавство про працю регулює трудові відносини працівників усіх установ, організацій та підприємств незалежно від форм власності, виду діяльності та галузевої належності, а також осіб, які працюють за трудовими договорами з фізич-ними особами [36].

Загальний нагляд за додержанням норм охорони праці покладено на прокуратуру, спеціальний — на професійні спілки. Також контроль за безпекою праці здійснюють державні й відомчі спеціалізовані інспекції.

Метою розділу охорони праці є аналіз шкідливих та небезпечних факторів, при яких виникає небезпека ураження організму, умов, що можуть привести до травмування в процесі дослідження сплавів на основі Ti-Al, а також розробка заходів спрямованих на усунення цих факторів та безпеку у надзвичайних ситуаціях.

### **5.1 Правові та організаційні основи охорони праці на підприємстві**

Основоположним документом в галузі охорони праці є Закон України «Про охорону праці», який визначає основні положення щодо реалізації конституційного права працівників на охорону їх життя і здоров'я у процесі трудової діяльності, на належні, безпечні і здорові умови праці, регулює за участю відповідних державних органів відносини між роботодавцем і працівником з питань безпеки, гігієни праці та виробничого середовища і встановлює єдиний порядок організації охорони праці в Україні. Інші нормативні акти мають відповідати не тільки Конституції та іншим законам України, але, насамперед, цьому Закону.



Відповідно ст. 13 Закону України «Про охорону праці» роботодавець зобов'язаний створити на робочому місці в кожному структурному підрозділі умови праці відповідно до нормативно-правових актів, а також забезпечити додержання вимог законодавства щодо прав працівників у галузі охорони праці. З цією метою роботодавець забезпечує функціонування системи управління охороною праці і несе безпосередню відповідальність за порушення зазначених вимог.

Згідно ст. 14 Закону України «Про охорону праці» працівник зобов'язаний: дбати про особисту безпеку і здоров'я, а також про безпеку і здоров'я оточуючих людей в процесі виконання будь-яких робіт чи під час перебування на території підприємства; знати і виконувати вимоги нормативно-правових актів з охорони праці, правила поведінки з машинами, механізмами, устаткуванням та іншими засобами виробництва, користуватися засобами колективного та індивідуального захисту; проходити у встановленому законодавством порядку попередні та періодичні медичні огляди.

Працівник несе безпосередню відповідальність за порушення зазначених вимог.

Відповідно до ст. 15 Закону України «Про охорону праці» на підприємстві з кількістю працюючих 50 і більше осіб роботодавець створює службу охорони праці відповідно до типового положення, що затверджується центральним органом виконавчої влади з питань нагляду за охороною праці.

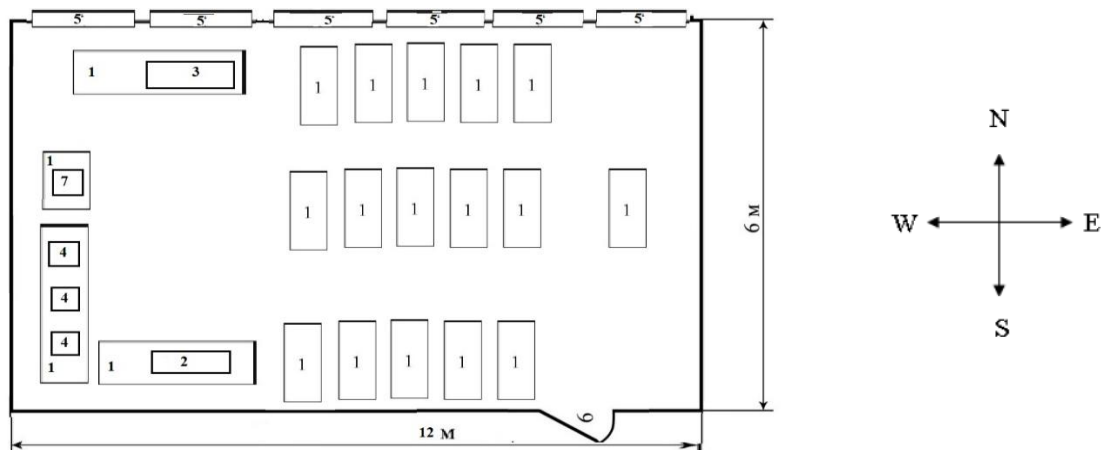
Припис спеціаліста з охорони праці може скасувати лише роботодавець. Ліквідація служби охорони праці допускається тільки у разі ліквідації підприємства чи припинення використання найманої праці фізичною особою.

Оскільки в КПІ ім. Ігоря Сікорського працює більше 50 осіб, то відповідно ст. 15 Закону України «Про охорону праці» створюється служба охорони праці, яка підпорядковується безпосередньо ректору КПІ ім. Ігоря Сікорського Згуровському Михайлу Захаровичу. Начальник служби охорони праці в КПІ ім. Ігоря Сікорського – Луцик Е.Г. На факультеті ІФФ

### 5.2.1 Мікроклімат

- температура;
- рухливість повітря у робочій зоні;
- вологість повітря.

Науково-дослідницька робота виконувалась на кафедрі фізики металів "КПІ ім. Ігоря Сікорського" в лабораторії фізичних методів №511. Схематичне зображення лабораторії, а також розташування всіх елементів представлено на рис. 5.1.



- 1 – робочі столи, 2 – дилатометр, 3 – дилатометр типа шевенар,  
4 – мікро твердомір ПМТ-3М, 5 – вікно, 6 – двері, 7 – твердомір

Рисунок 5.1. – Розташування робочих місць в приміщенні де проводились дослідження

Було проведено вимірювання параметрів приміщення лабораторії та

розрахунки площі і об'єму, що припадають на одну особу. Розрахунки наведені в таблиці 5.1.

Таблиця 5.1 – Параметри науково–дослідної лабораторії

Характеристика	Виміряні дані
Довжина, м	12
Ширина, м	6
Висота, м	3
Площа, м <sup>2</sup>	72
Об'єм м <sup>3</sup>	216
Площа на одну особу, м <sup>2</sup>	18
Об'єм на одну особу м <sup>3</sup>	55,8

Згідно з ДБН 2.09.04-87 норма площі на одну особу становить 6 м<sup>2</sup>, а норма об'єму приміщення на одну особу – 20 м<sup>3</sup>[37].

Тобто, лабораторія 511-9, згідно з ДБН 2.09.04-87, відповідає нормам.

Для забезпечення оптимального мікроклімату «Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень» ДСН 3.3.6.042-99 встановлюють оптимальні і допустимі температуру, відносну вологість та швидкість руху повітря в робочій зоні в залежності від пори року та категорії важкості робіт [38]. Розрахунки наведені в таблиці 5.2.

Згідно ДСН 3.3.6.042-99 категорія важкості робіт, що проводились в даній науково-дослідній роботі – І б. Ця категорія містить легкі фізичні роботи до 150 Ккал/год, які супроводжуються деякою фізичною напругою та виконуються сидячи, стоячи і роботи пов'язані з ходінням.

Оптимальні умови мікроклімату – це поєднання параметрів, які при тривалому та системному впливі на людину забезпечують нормальний тепловий стан організму без активізації механізмів терморегуляції. Ці параметри забезпечують відчуття теплового комфорту та створюють передумови для високого рівня працездатності. Підтримання необхідного

рівня параметрів мікроклімату забезпечується за допомогою водяного опалення в холодну пору року та провітрювання приміщення шляхом природного повітрообміну в теплу пору року [38].

Таблиця 5.2 – Мікроклімат лабораторії та ДСН 3.3.6.042-99

Період Року	Категорія робіт	Температура, °С		Відносна вологість, %		Швидкість руху повітря, м/с		Опалення	Вентиляція
		Факт.	Оптим.	Факт.	Оптим.	Факт.	Оптим.		
Холодний	Легка	22	22-24	55	40 – 60	0,1	0,1	Водяне	Природна
Теплий	I б	24	22-24	50	40 – 60	0,1	0,1	–	Природна

На основі вище написаного можна зробити висновок, що мікроклімат в лабораторії відповідає вимогам санітарних норм.

### 5.2.2 Освітленість

Освітлення буває трьох видів: суміщене, штучне і природне. Природне у свою чергу поділяється на верхнє, бічне та комбіноване. Штучне – місцеве і загальне.

Недостатня або надмірна освітленість, нерівномірність освітлення в полі зору втомлює очі, призводить до зниження продуктивності праці; при цьому зростає потенційна небезпека помилкових дій і нещасних випадків. Надмірна яскравість джерел світла може спричинити головний біль, різь в очах, розлад гостроти зору; світлові відблиски – тимчасове засліплення.

У лабораторії здійснюється природне бокове освітлення (вікна з північного боку) та штучне. – Відстань від вікна до місця основної роботи складає 1 м.

Освітлення, що забезпечує нормальні зорові роботи, є важливим чинником в організації і проведенні НДР, тому що при поганому освітленні підвищується втомленість, а це негативно впливає на здоров'я людини.

Освітлення лабораторії природне та штучне. Для місцевого освітлення використовуються лампи розжарювання, для загального – люмінесцентні ЛБ-

40 (22 одиниці у лабораторії) [38].

Для забезпечення нормованих значень освітленості в приміщенні потрібно проводити очищення скла, віконних рам і світильників не рідше двох разів у рік, а також проводити своєчасну заміну перегорілих ламп.

### 5.2.3 Виробниче випромінювання в приміщенні

Нормування даних про виробничі випромінювання виконується за документом: Санітарні правила і норми «Гігієнічні вимоги до відеодисплейних терміналів і ПЕОМ і організації роботи» ДСанПіН 3.3.2-007-98 [39].

При роботі з ЕОМ, яка входить в устаткування, виникає небезпека впливу на організм робітника: невикористаного рентгенівського випромінювання, ультрафіолетового випромінювання, електростатичного поля.

Для попередження соматичних та генетичних наслідків у відповідності з СП 1960-79 для побутової радіоелектронної апаратури (РЕА) встановлені норми потужності експозиційної дози рентгенівського випромінювання, яке не повинно перевищувати  $2,78 \cdot 10^{-12}$  мкР/с (100 мкР/год) в будь-якій точці на відстані 5 см від зовнішньої поверхні, яка обернена до оператора. Потужність експозиційної дози НРВ в будь-якій точці простору на відстані 0,05 м від корпусу установки не повинна перевищувати 0,07 мкР/с при робочому тижні 41 год. Враховуючи що робота більшою частиною проводиться за ЕОМ, запропоновано щоб час роботи за монітором не перевищував 4 години за зміну, з технологічними перервами [39].

### 5.2.4 Електробезпека

Відповідно діючим правилам побудови електроустановок ППЕ-97 приміщення лабораторій з точки зору безпеки враження людини електричним струмом відноситься до приміщень без підвищеної безпеки електротравм [37]. Це сухі приміщення з температурою повітря 18°C – 25°C та струмо - непровідною підлогою. Електроустановки, що використовуються при

виконанні даної НДР, живляться напругою 220 В змінного струму частотою 50 Гц. Причинами враження електричним струмом під час виконання трудового процесу з електрообладнанням є:

- випадковий дотик до струмоведучих частин, які перебувають під напругою, через відсутність засобів недоступності або безвідповідальне відношення до безпеки персоналу;
- дотик до не струмо-ведучих частин електроприладів, які випадково потрапили під напругу через ушкодження ізоляції чи іншого ушкодження;
- потрапляння під напругу під час проведення ремонтних робіт на відключених електроприладах через помилкове їх включення.

Вплив електричного струму на організм може мати дуже небезпечні для здоров'я людини наслідки і навіть привести до смерті. Імовірність смертельного результату при поразці електричним струмом вище, ніж при інших причинах травматизму [40].

На дію електричної поразки впливає ряд факторів:

- Величина струму (1 мА);
- Рід струму (струм перемінний);
- Частота струму ( 50 Гц);
- Шлях струму в організмі (г-н, р-р, р-г);
- Тривалість дії струму;
- Стан організму;
- Виробниче середовище, відноситься до 1 класу.

У лабораторії, де проводилися дослідження, є наступні електроприлади: ПМТ-3, дилатометр типу шевенар.

Електробезпека на підприємствах повинна забезпечуватися інженерно-технічними засобами окремо або в поєднанні один з одним. До цих засобів відносять:

- захисне заземлення;
- занулення;

- вирівнювання потенціалів;
- мале напруга;
- електричне розділення мереж;
- захисне відключення;
- ізоляцію струмовідних частин;
- забезпечення орієнтації в електроустановках;
- недоступність до струмоведучих частин;
- блокування;
- знаки безпеки.

У лабораторії, де виконувалась науково-дослідницька робота, наявне правильно виконане захисне заземлення корпусів, електроустаткування і приладів. З точки зору небезпеки враження людини електричним струмом приміщення лабораторії № 511 відноситься до приміщення без підвищеної небезпеки. Це сухі приміщення з температурою повітря (18 – 25) °С та струмонепровідною підлогою. Розташування робочих місць таке, що виключається можливість одночасного доторкання до корпусів, електроустаткування і приладів.

### **5.3 Інженерні рішення для забезпечення безпеки праці**

#### **5.3.1 Розрахунок вентиляції**

Конструкція місцевих відсмоктувачів вибирається в залежності від виду технологічного процесу, обладнання та оснащення. Вона повинна забезпечувати необхідну чистоту повітря на робочому місці при мінімальних витратах повітря, яке видаляється, запобігати розповсюдженню шкідливих речовин по об'єму приміщення, не заважати виконанню технологічних операцій. Прив'язка відсмоктувачів до обладнання повинна здійснюватись з урахуванням максимально можливого приближення його до джерела шкідливих виділень. Типові схеми та конструкції відсмоктувачів, а також методи їх розрахунку узагальнено в методичних вказівках до проектування [41].

Згідно з ДБН В.2.5-67:2013, місцева вентиляція повинна забезпечувати вилучення забрудненого повітря із зон виділення шкідливих речовин. В інших випадках допускається використання загальнообмінної вентиляції. Рекомендовано використання загальнообмінної вентиляції у поєднанні з місцевою вентиляцією, котра розрахована на видалення з виробничого приміщення шкідливих речовин нелокалізованих місцевими витяжними пристроями [38].

В даній науково-дослідній роботі в лабораторії 511 проводилися лише розрахунок результатів експериментів, тому можна стверджувати що виділення шкідливих речовин не відбувалось.

#### **5.4 Вимоги безпеки в надзвичайних ситуаціях**

До видів небезпеки, що можуть статися на виробництві, належать: пожежа; вибух (усередині обладнання, будівлях або навколишньому середовищі); розрив або зруйнування обладнання; викид шкідливих речовин; сполучення перелічених видів небезпеки. З метою запобігання виникненню та ліквідації надзвичайних (аварійних) ситуацій на підприємстві має бути план локалізації та ліквідації аварійних ситуацій і аварій у відповідності до положення.

##### **5.4.1 Пожежна безпека**

Пожежна безпека об'єкта – стан об'єкта, за яким з регламентованою імовірністю виключається виникнення і розвитку пожежі та впливу на людей її небезпечних факторів, а також забезпечується захист матеріальних цінностей.

Основними напрямками забезпечення пожежної безпеки є усунення умов виникнення пожежі та мінімізація її наслідків.

Згідно з ДСТУ Б В.1.1-36:2016 категорії приміщень та будівель підвідомчих підприємств та установ визначаються міністерствами та відомствами, а також технологами проектних організацій на стадії



проектування [42].

В залежності від речовин та матеріалів, що знаходяться у приміщенні небезпекою приміщення та будівлі за вибуховою та пожежною безпекою поділяються на категорії А, Б, В, Г і Д. В приміщенні категорії А наявні вибухо-пожежонебезпечні, горючі гази, легкозаймісті рідини з температурою спалаху не більше 28 °С, а також речовини та матеріали, здатні вибухати та горіти при взаємодії з водою, киснем повітря або один з одним у кількостях, що можуть утворювати вибухонебезпечні парогазоповітряні суміші, при спалахуванні яких розвивається надлишковий тиск вибуху в приміщенні, який перевищує 5 кПа. В приміщенні категорії Б присутні горючий пил чи волокна, легкозаймісті рідини з температурою спалаху більше 28 °С, горючі рідини у кількостях, що можуть утворювати вибухонебезпечні пилепоповітряні чи парогазоповітряні суміші, при спалахуванні яких розвивається надлишковий тиск вибуху в приміщенні, який перевищує 5 кПа. В приміщенні категорії В присутні горючі та важкогорючі рідини, тверді та важкогорючі речовини та матеріали (в тому числі пил та волокна), речовини та матеріали, здатні при взаємодії з водою, киснем повітря або один з одним лише горіти, за умови, що приміщення, в яких вони наявні, не відносяться до категорій А і Б. В приміщенні категорії Г наявні негорючі речовини та матеріали в гарячому, розжареному чи розплавленому стані, процес обробки котрих супроводжується виділення променевого тепла, іскор та полум'я; горючі гази, рідини та тверді речовини, котрі спалюються чи утилізуються в якості палива. В приміщенні категорії Д присутні негорючі речовини та матеріали в холодному стані).

Відповідно до вищезазначеного лабораторія № 511 відноситься до приміщення категорії Д. План евакуації в разі виникнення пожежі наведено на рисунку 5.3.

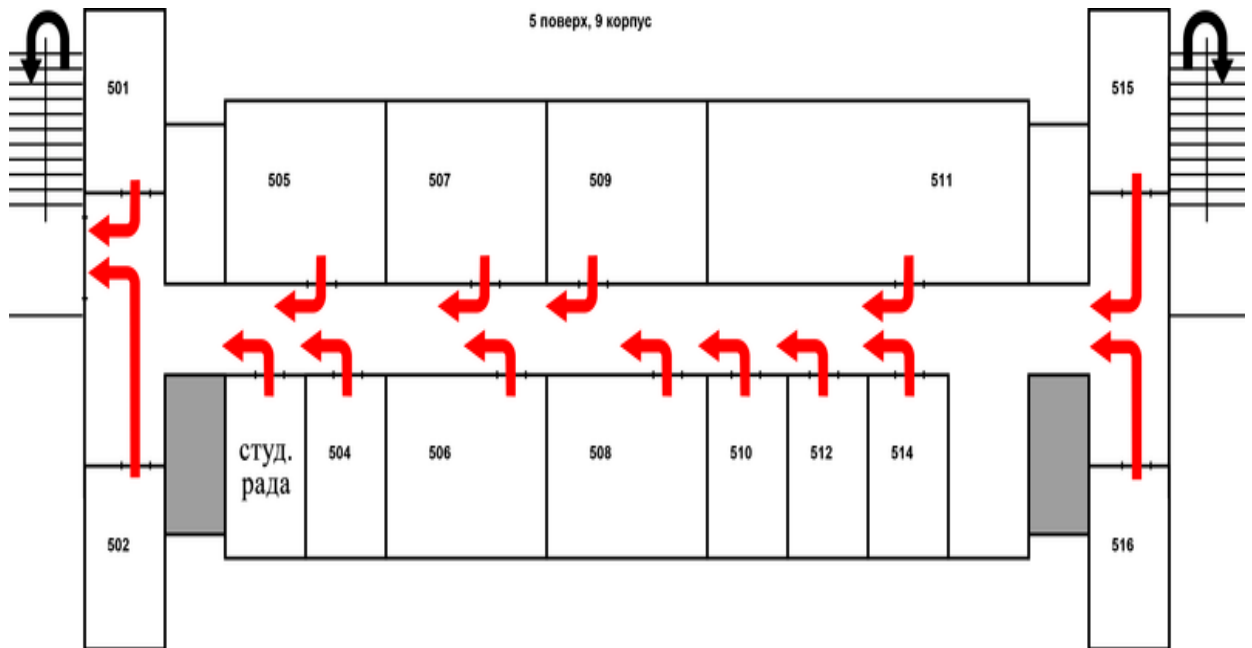


Рисунок 5.3 – План евакуації

Засобами виявлення пожежі є автоматичні датчики-сигналізатори про пожежу, а засобом оповіщення співробітників про пожежу окрім датчиків-сигналізаторів служить внутрішній службовий зв'язок.

#### 5.4.2 Вимоги безпеки в аварійних ситуаціях

У випадку пробоя електричної напруги на корпус електродугового агрегату необхідно відключити рубильник і довести до відома про це майстра або начальника ділянки.

У випадку потрапляння кого-небудь під напругу, необхідно відключити електродуговий агрегат від мережі, покласти потерпілого на дерев'яний настил, підклавши під голову ватник, викликати лікаря за телефоном 103 і, якщо це необхідно, зробити постраждалому штучне дихання.

У випадку загорання електродугового агрегату необхідно відключити рубильник і приступити до гасіння пожежі за допомогою вогнегасника.

Кожен робітник і службовець, що виявив пожежу або загорання, зобов'язаний:

- негайно сповістити про це в заводську пожежну охорону за телефоном 101;

- приступити до гасіння вогню пожежі наявними в цеху (на дільниці) засобами пожежогасіння (вогнегасник, пісок, пожежний кран тощо);
- викликати до місця пожежі посадових осіб (начальника цеху, дільниці).

У випадку одержання травми необхідно довести до відома про це майстра, начальника дільниці та звернутися в медпункт.

### **5.5 Висновки до розділу 5**

1. Було розглянуто основні шкідливі фактори присутні у лабораторіях та місці проведення науково-дослідної роботи. Зважаючи на основні ДСТУ, ДСН, ДБН та СНиП, що регулюють необхідні для безпечної роботи параметри, було встановлено, що робоча лабораторія в якій проводилася НДР відповідає всім зазначеним нормам.

2. Отже, на основі вище зазначеного в розділі 5 можна зробити висновок, що мікроклімат, організація робочого місця, освітлення в лабораторії відповідають вимогам санітарних норм.

## ВИСНОВКИ

1. На основі огляду можна стверджувати що основним методом підвищення механічних властивостей титан-алюмінідних сплавів є формування двофазної ( $\alpha_2 + \gamma$ ) ламельної структури
2. Визначено, що за різного співвідношення  $\alpha_2$ ,  $\gamma$  та  $\beta_2$  фаз забезпечується різні властивості сплавів. За рахунок їх варіативності досягається їх працездатність при робочих температурах порядку 600 °С – 800 °С, що є основною вимогою до сплавів космічної промисловості
3. Продемонстровано необхідність вивчення та застосування титан алюмінідних сплавів третього покоління. Для сплавів з 47 % Al характерна чітка відповідність між результатами структурного та фазового аналізу й рівнем механічних характеристик.
4. Обґрунтовано вибір об'єкту досліджень, та обраний відповідно до формули 2.1 хімічний вміст досліджуваних сплавів
5. Встановлено комплексну методику дослідження властивостей сплавів, що полягає в визначенні фазового складу рентгено фазовим аналізом, визначенні рівня механічних властивостей за допомогою ряду механічних випробувань
6. Для сплавів з 44 % Al співвідношення структурних компонентів не завжди відповідає фазовому складу внаслідок складності ідентифікації результатів експерименту.
7. Сплави з 47 % Al значно більш пластичні, ніж сплави з 44 % Al. Суттєва відмінність в пластичності сплавів з різним вмістом алюмінію може бути пов'язана з різною схильністю до деформаційного зміцнення яка значно вища у сплавів з 44 % Al.
8. В усіх досліджених зразках швидкість зміцнення постійно зменшується із зростанням деформації аж до моменту руйнування.

9. В усіх випадках при однаковому ступеню деформації значення швидкості зміцнення сплавів з 44 % Al значно вищі, ніж у сплавів з 47 % Al.

10. Термічна стабільність сплавів 47 % Al підтверджує їх перспективність використання в заданих умовах експлуатації.

11. Була проведена оцінка ринкових можливостей старап-проекту «розробка технології створення сплавів на основі третього покоління TiAl для забезпечення стабільності роботи конструкцій».

12. Впровадження проекту є перспективним, широкий ринок пропонованих матеріалів для деталей авіа та автомобільної техніки, оскільки воно пов'язане з збільшенням строків служби транспортних засобів, та збільшення безпеки за рахунок стабільності роботи елементів конструкцій. Проект потребує подальших досліджень для проведення повної оцінки його ринкових спроможностей.

13. Було розглянуто основні шкідливі фактори присутні у лабораторіях та місці проведення науково-дослідної роботи. Зважаючи на основні ДСТУ, ДСН, ДБН та СНиП, що регулюють необхідні для безпечної роботи параметри, було встановлено, що робоча лабораторія в якій проводилася НДР відповідає всім зазначеним нормам.

14. Отже, на основі вище зазначеного в розділі 5 можна зробити висновок, що мікроклімат, організація робочого місця, освітлення в лабораторії відповідають вимогам санітарних норм.

## CONCLUSIONS

1. . Based on the review, it can be argued that the main method of enhancing the mechanical properties of titanium-aluminum alloys is the formation of a two-phase ( $\alpha_2 + \gamma$ ) lamellar structure
2. It is determined that different properties of alloys are provided at different ratio of  $\alpha_2$ ,  $\gamma$  and  $\beta_2$  phases. Due to their variability their performance is achieved at operating temperatures of the order of 600 °C - 800 °C, which is the main requirement for alloys of the space industry
3. Demonstrated the need to study and use the third generation of titanium aluminum alloys. For alloys with 47% Al, a clear correspondence between the results of structural and phase analysis and the level of mechanical characteristics.
4. The choice of the research object is substantiated and the chemical content of the investigated alloys selected in accordance with formula 2.1\
5. The complex method of investigation of properties of alloys is established, which consists in determining the phase composition of x-ray phase analysis, determination of the level of mechanical properties by means of a number of mechanical tests.
6. For alloys with 44 % Al, the ratio of structural components does not always correspond to the phase composition due to the difficulty of identifying the results of the experiment.
7. Alloys with 47 % Al are much more plastic than alloys with 44 % Al. The significant difference in ductility of alloys with different aluminum content may be due to a different tendency for strain hardening, which is much higher for alloys with 44 % Al.
8. In all samples tested, the rate of hardening decreases steadily with increasing deformation, until the moment of destruction.
9. In all cases, with the same degree of deformation, the value of the rate of hardening of the alloys with 44 % Al is much higher than that of the alloys with 47 % Al.

10. The thermal stability of the 47 % Al alloys confirms their promising application under the specified operating conditions.

11. The market opportunity of the startup project “development of technology of creation of alloys based on the third generation TiAl for ensuring the stability of the work of structures” was carried out.

12. The implementation of the project is a promising, wide market for materials for aviation and automotive parts, as it is associated with an increase in vehicle service life and increased safety due to the stability of the structural elements. The project needs further research to fully assess its market potential.

13. The main harmful factors were considered in laboratories and in the place of research work. Taking into account the main SSOU, SSN, SBS, which regulate the parameters necessary for safe operation, it was established that the laboratory labeled in which the SRW fulfilled all the specified norms. Consequently, on the basis of the above, one can conclude that the microclimate, the organization of the workplace, the lighting in the laboratory meet the requirements of sanitary norms.

14. Therefore, based on the above mentioned in section 5, we can conclude that the microclimate, organization of workplace, lighting in the laboratory meet the requirements of sanitary standards.

## СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. TiAl alloys in commercial aircraft engines / B.P. Bewlay, S. Nag, A. Suzuki, [et al.] // *Materials at High Temperatures*. – 2016. P. 549-559.
2. Clemens H. Design, Processing, Microstructure, Properties, and Applications of Advanced Intermetallic TiAl Alloys / H. Clemens, S. Mayer // *Adv. Eng. Mater.* - 2013. Vol. 15. –P. 191-215.
3. Zhang D. Effect of heat-treatments and hot-isostatic pressing on phase transformation and microstructure in a beta/  $\beta_2$  containing gamma-TiAl based alloy / D. Zhang, G. Dehm, H. Clemens // *Scr. Mater.* 2000. – Vol.42. –P. 1065.
4. Прокопчук М.Д. Структура та властивості легованих Мо сплавів на основі інтерметаліду TiAl: Бакалаврський диплом / М.Д. Прокопчук // Київ, 2018. -64 с.
5. Appel F. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology / F. Appel, H. Paul, M. Oehring. – Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. – 2011. – P.745.
6. Microstructure and mechanical properties of the intermetallic alloy Ti-45Al-6(Nb, Mo)-0.2B / R.M. Imayev, V.M. Imayev, T.G. Khismatullin [et al.] // *Rev. Adv. Mater. Sci.* - 2006. Vol. 11. –P. 99108
7. Phase equilibria and solidification in Ti-Al alloys / C. McCullough, J.J. Valencia, C.G. Levi, R. Mehrabian // *Acta Metall.* 1989. Vol. 37, –P. 1321.
8. Charakterisierung einer  $\beta$ -erstarrenden  $\gamma$ -TiAl-Basislegierung / Chladil, H.F., Clemens, H. Otto [et al.] // *BHM Berg- Und.* - 2006. - Vol. 151, – P. 356-361.
9. A newly developed hot worked TiAl alloy for blades and structural components / T. Tetsui, K. Shindo, S. Kobayashi, M. Takeyama // *Scr. Mater.* - 2002. Vol. 47. –P 399.
10. Experimental evidence of concurrent compositional and structural instabilities leading to  $\omega$  precipitation in titanium–molybdenum alloys / A. Devaraj, S. Nag, R. Srinivasan [et al.] // *Acta Mater.* - 2012. Vol. 60. –P. 596.



11. Experimental studies and thermodynamic simulation of phase transitions in high Nb containing  $\gamma$ -TiAl based alloys / H.F. Chladil, H. Clemens, G.A. Zickler [et al.] // *Int. J. Mater. Res.* - 2007. Vol. 98. –P. 1131.
12. Tracer solute diffusion of Nb, Zr, Cr, Fe and Ni in  $\gamma$ -TiAl effect of preferential site occupation / C. Herzig, T. Przeorski, M. Friesel [et al.] // *Intermetallics*. - 2001. Vol. 9. –P. 461.
13. . Technology and mechanical properties of advanced  $\gamma$ -TiAl based alloys / W. Wallgram, T. Schmoelzer, L. Cha [et al.] // *Int. J. Mater. Res.* - 2009. - Vol. 100. -P. 1021
14. Intermetallic  $\beta$ -solidifying  $\gamma$ -TiAl based alloys – from fundamental research to application / S. Mayer, P. Erdely, F.D. Fischer [et al.] // *Adv. Materials* 9. - 2017. –P. 1-27.
15. In-situ study of the time-temperature-transformation behaviour of a multi-phase intermetallic beta-stabilised TiAl alloy / P. Erdely, R. Werner, E. Schwaighofer [et al.] // *Intermetallics*. - 2015. Vol. 57. –P. 17.
16. Blackburn M. The science, technology and application of titanium, pergamon / M. Blackburn // Press Ltd. - 1970. –P. 11202.
17. The Contribution of High-Energy X-Rays and Neutrons to Characterization and Development of Intermetallic Titanium Aluminides / T. Schmoelzer, K.D. Liss, P. Staron [et al.] // *Adv. Eng. Mater.* - 2011. 13. –P.685.
18. The Use of In Situ Characterization Techniques for the Development of Intermetallic Titanium Aluminides / S. Mayer, E. Schwaighofer, M. Schloffer [et al.] // *Mater. Sci. Forum.* - 2014. –P. 783–786.
19. Preferential site occupancy of alloying elements in TiAl-based phases / T. Klein, B. Rashkova, D. Holec [et al.] // *Acta Mater.* - 2016. Vol. 110. P.236.
20. Kelly T. F. Invited review article: Atom probe tomography / T. F. Kelly, M. K. Miller // *Rev. Sci. Instrum.* - 2007. –P. 78.
21. Carbon distribution in multi-phase  $\gamma$ -TiAl based alloys and its influence on mechanical properties and phase formation / T. Klein, M. Schachermayer, F. Mendez-Martin // *Acta Mater.* - 2015. Vol. 94. –P. 205.

22. Mechanical size-effects in miniaturized and bulk materials / G. Dehm, C. Motz, C. Scheu [et al.] // Adv. Eng. Mater. - 2006. Vol. 8. –P.1033.
23. Sun F.-S. Alloying mechanism of  $\beta$  stabilizers in a TiAl alloy / F. S. Sun, C.-X. Cao, S.-E. Kimet // Metall. Mater. Trans. A. – 2001. – Vol. 32A. – P. 1573– 1589.
24. H.W. Rosenberg: The science technology and application of titanium, pergamon press, New York, NY, 1970, –P. 851
25. Федотов А.К. Физическое материаловедение : учеб. пособие. в 3ч. Ч.2 / А.К Федотов. – Минск. : Выш. шк., 2012.- 446 с.
26. Дашкевич Н. И. Расчетный анализ фазовых диаграмм состояния тройных систем Al-Ti-X в области  $\gamma$ -сплавов на основе алюминидов титана / Н. И. Дашкевич, Н. А. Белов, С. О. Бельтюкова // Цветные металлы. – 2015. – № 10 – С. 34-42.
27. Експрес метод прогнозування довготривалої міцності та опору повзучості в високотемпературних сплавах на основі титану / Ю.М. Подрезов, Д. Г. Вербило, В.І. Даниленко, Н.І. Циганенко, Б.В. Шуригін // Електронна мікроскопія і міцність матеріалів, #24, Київ: ІПМ ім.І.М.Францевича НАН України. – С.35-46.
28. Электронный микроскоп – Режим доступа: <http://biologylib.ru/books/item/f00/s00/z00000009/st262.shtml> – Дата доступа: 21.11.2019
29. JXA-8100/8200. Прибор для микроанализа поверхности [Электронный ресурс]. – Режим доступа – [http://www.rusnanonet.ru/81equipment/jeol\\_jxa8100](http://www.rusnanonet.ru/81equipment/jeol_jxa8100) – Дата доступа: 21.11.2019
30. Синдо Д. Аналитическая просвечивающая электронная микроскопия/ Д. Синдо. Т. Оикава //. — М.: Техносфера, –2006, –256 с
31. Трансмисионная электронная микроскопия – Режим доступа: <http://msd.com.ua/metody-issledovaniya-struktury-i-svojstv-polimerov/transmissiynaya-elektronnaya-mikroskopiya/> – Дата доступа: 18.11.2019.

32. Структура та властивості титан-алюмінідних сплавів, легованих ніобієм і танталом/ Ю. М. Подрезов. А.А. Бондар. В.Т. Вітусевич та ін. // Порошковая металлургия. — 2011. — № 7/8. — С. 25—46.
33. Intergovernmental Panel on Climate Change – Режим доступу: [https://en.wikipedia.org/wiki/Intergovernmental\\_Panel\\_on\\_Climate\\_Change](https://en.wikipedia.org/wiki/Intergovernmental_Panel_on_Climate_Change) – Дата доступу: 12.11.2019
34. Технологія та матеріали– Режим доступу: [www.mwrracing.eu](http://www.mwrracing.eu)– Дата доступу: 12.11.2019.
35. Охорона праці [Електронний ресурс] – [https://uk.wikipedia.org/wiki/Охорона\\_праці](https://uk.wikipedia.org/wiki/Охорона_праці) – Дата доступу: 12.11.2019.
36. Трудове законодавство про персонал [Електронний ресурс] – [http://pidruchniki.com/18340719/menedzhment/trudove\\_zakonodavstvo\\_pro\\_personu](http://pidruchniki.com/18340719/menedzhment/trudove_zakonodavstvo_pro_personu) l. – Дата доступу: 13.11.2019
37. Желібо Є.П. Безпека життєдіяльності: Навчальний посібник для студентів вищих навчальних закладів освіти України I-IV рівнів акредитації / Є.П.Желібо, Н.М.Заверуха, В.В.Зацарний – Київ. : «Каравела». – 2001. – 320 с.
38. ДСН 3.3.6.042-99 - Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень.
39. ДСанПІН 3.3.2.007-98 - Державні санітарні правила і норми роботи з візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин.
40. Правила будови електроустановок. Електрообладнання спеціальних установок : НПАОП 40.1-1.32-01. — К. : Держстандарти України, 2001. — 78 с
41. Гандзюк М. П. Основи охорони праці / М. П. Гандзюк, Є. П. Желібо, М. О. Халімовський. — К. : Каравела, 2011. — 384 с.
42. Пожежна безпека об'єктів будівництва : ДБН В.1.1.7–2002. — К. : Держбуд України, 2003. — 36 с.